



# Durabilité des assemblages céramique-métal employés en électronique de puissance

Aymen Ben Kaabar

## ► To cite this version:

Aymen Ben Kaabar. Durabilité des assemblages céramique-métal employés en électronique de puissance. Matériaux. INSA de Lyon, 2015. Français. NNT : 2015ISAL0064 . tel-01368373

**HAL Id: tel-01368373**

**<https://theses.hal.science/tel-01368373>**

Submitted on 19 Sep 2016

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Thèse

# DURABILITE DES ASSEMBLAGES METAL-CERAMIQUE EMPLOYES EN ELECTRONIQUE DE PUISSANCE

Présentée devant  
L'institut national des sciences appliquées de Lyon

Pour obtenir  
Le grade de docteur

École doctorale : École doctorale matériaux de Lyon

Par  
**Aymen BEN KAABAR**

Soutenue le 17 juillet 2015 devant la Commission d'examen

**Jury MM.**

---

C. BUTTAY	Chargé de recherche CNRS ( INSA-Lyon)
N. CARRERE	Professeur (ENSTA-Bretagne)
R. ESTEVEZ	Professeur (Université Joseph Fourier)
L. GREMILLARD	Directeur de recherche CNRS (INSA de Lyon)
J. JUMEL	Maître de conférences HDR (Université de Bordeaux )
S. LEFEBVRE	Professeur (ENS-Cachan)





<b>SIGLE</b>	<b>ECOLE DOCTORALE</b>	<b>NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE</b>
<b>CHIMIE</b>	<u><b>CHIMIE DE LYON</b></u> <a href="http://www.edchimie-lyon.fr">http://www.edchimie-lyon.fr</a> Sec : Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3 <sup>e</sup> etage 04 72 43 80 46 Insa : R. GOURDON <a href="mailto:secretariat@edchimie-lyon.fr">secretariat@edchimie-lyon.fr</a>	<b>M. Jean Marc LANCELIN</b> Université de Lyon – Collège Doctoral Bât ESCPE 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 13 95 <a href="mailto:directeur@edchimie-lyon.fr">directeur@edchimie-lyon.fr</a>
<b>E.E.A.</b>	<u><b>ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE</b></u> <a href="http://edeea.ec-lyon.fr">http://edeea.ec-lyon.fr</a> Sec : M.C. HAVGOUDOUKIAN <a href="mailto:eea@ec-lyon.fr">eea@ec-lyon.fr</a>	<b>M. Gérard SCORLETTI</b> Ecole Centrale de Lyon 36 avenue Guy de Collongue 69134 ECULLY Tél : 04.72.18 60.97 Fax : 04 78 43 37 17 <a href="mailto:Gerard.scorletti@ec-lyon.fr">Gerard.scorletti@ec-lyon.fr</a>
<b>E2M2</b>	<u><b>EVOLUTION, ECOSYSTEME, MICROBIOLOGIE, MODELISATION</b></u> <a href="http://e2m2.universite-lyon.fr">http://e2m2.universite-lyon.fr</a> Sec : Safia AIT CHALAL Bat Atrium- UCB Lyon 1 04.72.44.83.62 Insa : S. REVERCHON <a href="mailto:Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr">Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr</a>	<b>Mme Gudrun BORNETTE</b> CNRS UMR 5023 LEHNA Université Claude Bernard Lyon 1 Bât Forel 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cédex Tél : 06.07.53.89.13 <a href="mailto:e2m2@univ-lyon1.fr">e2m2@univ-lyon1.fr</a>
<b>EDISS</b>	<u><b>INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTE</b></u> <a href="http://www.ediss-lyon.fr">http://www.ediss-lyon.fr</a> Sec : Safia AIT CHALAL Bat Atrium – UCB Lyon 1 04 72 44 83 62 <a href="mailto:Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr">Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr</a>	<b>Mme Emmanuelle CANET-SOULAS</b> INSERM U1060, CarMeN lab, Univ. Lyon 1 Bâtiment IMBL 11 avenue Jean Capelle INSA de Lyon 696621 Villeurbanne Tél : 04.72.68.49.09 Fax :04 72 68 49 16 <a href="mailto:Emmanuelle.canet@univ-lyon1.fr">Emmanuelle.canet@univ-lyon1.fr</a>
<b>INFOMATHS</b>	<u><b>INFORMATIQUE ET MATHEMATIQUES</b></u> <a href="http://infomaths.univ-lyon1.fr">http://infomaths.univ-lyon1.fr</a> Sec :Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3 <sup>e</sup> etage <a href="mailto:infomaths@univ-lyon1.fr">infomaths@univ-lyon1.fr</a>	<b>Mme Sylvie CALABRETTO</b> LIRIS – INSA de Lyon Bat Blaise Pascal 7 avenue Jean Capelle 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72. 43. 80. 46 Fax 04 72 43 16 87 <a href="mailto:Sylvie.calabretto@insa-lyon.fr">Sylvie.calabretto@insa-lyon.fr</a>
<b>Matériaux</b>	<u><b>MATERIAUX DE LYON</b></u> <a href="http://ed34.universite-lyon.fr">http://ed34.universite-lyon.fr</a> Sec : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry <a href="mailto:Ed.materiaux@insa-lyon.fr">Ed.materiaux@insa-lyon.fr</a>	<b>M. Jean-Yves BUFFIERE</b> INSA de Lyon MATEIS Bâtiment Saint Exupéry 7 avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 71.70 Fax 04 72 43 85 28 <a href="mailto:Ed.materiaux@insa-lyon.fr">Ed.materiaux@insa-lyon.fr</a>
<b>MEGA</b>	<u><b>MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE</b></u> <a href="http://edmega.universite-lyon.fr/">http://edmega.universite-lyon.fr/</a> Sec : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry <a href="mailto:mega@insa-lyon.fr">mega@insa-lyon.fr</a>	<b>M. Philippe BOISSE</b> INSA de Lyon Laboratoire LAMCOS Bâtiment Jacquard 25 bis avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72 .43.71.70 Fax : 04 72 43 72 37 <a href="mailto:Philippe.boisse@insa-lyon.fr">Philippe.boisse@insa-lyon.fr</a>
<b>ScSo</b>	<u><b>ScSo*</b></u> <a href="http://recherche.univ-lyon2.fr/scso/">http://recherche.univ-lyon2.fr/scso/</a> Sec : Viviane POLSINELLI Brigitte DUBOIS Insa : J.Y. TOUSSAINT <a href="mailto:viviane.polsinelli@univ-lyon2.fr">viviane.polsinelli@univ-lyon2.fr</a>	<b>Mme Isabelle VON BUELTZINGLOEWEN</b> Université Lyon 2 86 rue Pasteur 69365 LYON Cedex 07 Tél : 04.78.77.23.86 Fax : 04.37.28.04.48 <a href="mailto:isavonb@gmail.com">isavonb@gmail.com</a>

\*ScSo : Histoire, Géographie, Aménagement, Urbanisme, Archéologie, Science politique, Sociologie, Anthropologie



*À ma mère, à Mon père,  
À mes frères et à ma sœur,*



## *Remerciements*

L'étude présentée dans ce mémoire a été réalisée par le groupe SuMeCe (Substrat Métal Céramique) collaboration du Laboratoire MATEIS, Ampère, LaMCoS et LMI de l'INSA de Lyon et SIMaP de L'INP de Grenoble.

Mes plus vifs remerciements vont à Rafael ESTEVEZ et Laurent GREMILLARD, directeurs de thèse. Merci d'avoir été toujours disponibles malgré les nombreuses autres responsabilités, pour m'avoir soutenu tout au long de ce travail avec patience, intérêt et compétence. Ce travail leur doit beaucoup, moi aussi. Je remercie également Cyril BUTTAY, Anthony GRAVOUIL et Olivier DEZELLUS pour leurs contributions constructives à l'avancement de ce travail.

Je suis profondément reconnaissante à Monsieur Julien JUMEL et Monsieur Nicolas CARERRE d'avoir accepté d'être les rapporteurs de ce travail. Je remercie également Monsieur Stéphane LEFEBVRE pour s'être intéressés à ce travail et pour leur participation à ce jury.

Enfin, je ne saurais oublier de remercier et d'exprimer ma gratitude à toute ma famille : ma mère, mon père, ma sœur et mes frères, comment vous remercier, sans vous je n'aurai jamais pu arriver jusque-là. Je vous dédis naturellement ces travaux. Merci également à mes amis et collègues pour leurs soutiens moral et leurs encouragements.



---

## **Durabilité des assemblages métal – céramique employés en électronique de puissance.**

### **Résumé**

---

Les composants d'électronique de puissance ont (et vont encore avoir !) eu une grande influence sur les secteurs de l'énergie et des transports. Ces pièces sont notamment constitués d'assemblages céramique –cuivre pour lesquels la tenue mécanique doit être maîtrisée afin de garantir dans le future une durabilité d'environ 30 ans sous l'action de cycles thermiques plus en plus grande. Une analyse des mécanismes de défaillance des assemblages DBC (Direct Bonding Copper) utilisés en électronique de puissance est étudiée (le délaminage le long de l'interface cuivre -céramique et/ou la rupture fragile de la céramique). Pour identifier le comportement élastoplastique du cuivre, nous avons montré qu'il est nécessaire d'utiliser une plaque de cuivre ayant subi l'ensemble des traitements thermiques liés au processus d'assemblage. Le comportement élastique fragile de la céramique est décrite dans le cadre d'une statistique de Weibull. Dès lors, une caractérisation du délaminage cuivre-céramique sous flexion quatre points a permis d'identifier un modèle cohésif pour l'interface. La calibration des paramètres cohésifs est menée en utilisant les données à deux échelles : i) macroscopique de force-déplacement ii) locale de suivi optique de la fissuration avec le déplacement imposé. L'intégrité mécanique des assemblages DBC pour différentes épaisseurs des couches de cuivre et de céramique a été étudié. Nous avons montré que les configurations avec un rapport proche de l'unité sont les plus dangereuses en engendrant un délaminage, qui se poursuit sous cyclage thermique. Ce dernier peut être notablement réduit en structurant le pourtour de la surface de cuivre avec des trous cylindriques répartis périodiquement. Ainsi, un modèle éléments finis permettant d'évaluer les assemblages les plus prometteurs en terme de durabilité a été établie. En l'absence de défauts géométrique, la couche de cuivre reste intègre, même dans le cas d'un délaminage dont le front induit une concentration de contrainte.

**Mots-Clés:** fissuration interfaciale, identification d'un modèle cohésif, intégrité mécanique sous chargement thermique cyclique.



---

## **Durability of metal – ceramic employed in power electronics.**

---

### **Abstract**

---

The power electronics components (and still will have!) have a great influence on the energy and transport sectors. These parts are made of ceramic-copper assemblies for which the mechanical strength must be controlled to ensure durability about 30 years under the thermal cycles increasingly larger. A failure mechanisms analysis in DBC (Direct Copper Bonding) assemblies used in power electronics is studied (the delamination along the interface copper - ceramic and/or the brittle ceramic fracture). To identify the elastoplastic behavior of copper, we showed that it's necessary to use a copper plate having undergone the heat hole treatments related to the assembly process. The ceramic fragile elastic behavior is described within the Weibull statistics framework. Consequently, a copper-ceramic delamination characterization under four points bending made it possible to identify a cohesive model for the interface. The cohesive calibration parameters is carried out by using the data in two scales: i) strength-displacement macroscopic ii) local cracking optical follow-up with imposed displacement. The mechanical integrity of DBC assemblies of different thickness of copper and ceramic has been studied. We showed that the configurations with a ratio close to the unit are most dangerous by generating a delamination, which continues under thermal cycling. This risk of delamination can be notably reduced by structuring the copper circumference surface with cylindrical holes distributed periodically. Thus, a finite elements model allowing us to evaluate the most promising assemblies in term of durability, was established. In the absence of geometrical defects, the copper layer must remain, even in the delamination case whose face induces a concentration stress.

**Mots-Clés:**Interface crack, cohesive model, mechanical integrity under cyclic thermal loading.

# Table des matières

<b>Introduction Générale .....</b>	<b>25</b>
------------------------------------	-----------

## **Chapitre I : État de l'art, caractérisation des matériaux déposés en couche mince, défaillance par fatigue dans les composants électroniques de puissance .....**

31

1- Introduction .....	33
2- Les composants électroniques de puissance .....	34
2-1 Intérêts des systèmes d'électronique de puissance .....	34
2-2 Assemblage céramique cuivre (Direct Bonding Copper) .....	35
2-3 Procédé d'assemblage DBC .....	37
2-3-1 Thermodynamique .....	39
2-3-2 Liaison métal - céramique .....	39
2-4 Modes de défaillance de l'assemblage DBC .....	41
2-5 Domaine d'application des composants électronique (DBC) .....	42
2-5-1 Electronique de puissance en aéronautique .....	43
2-5-2 Electronique de puissance dans le domaine automobile .....	45
2-5-3 Electronique de puissance dans le domaine du forage .....	47
3- Bases de la mécanique de la rupture .....	49
3-1 Facteur d'intensité de contrainte $K$ .....	51
3-2 Modèle cohésif pour décrire le mécanisme de rupture .....	54
3-3 Propagation de fissure par fatigue .....	56
3-4 Fissuration interfaciale et mixité modale .....	58
3-4-1 Fissuration interfaciale .....	58
3-4-2 Essais de caractérisation de l'interface .....	60
4- Conclusion .....	61
Bibliographie .....	63

## **Chapitre II : Caractérisation mécanique des constituants de bases de l'assemblage DBC .....**

	71
--	----

1- Introduction .....	73
2- Caractérisation mécanique du cuivre constituant le DBC .....	74
2-1 Extraction de la couche du cuivre du DBC .....	74
2-2 Réponse de la couche du cuivre en traction uniaxiale (monotone et répétée) .....	75

2-2-1 Conditions d'essais .....	76
2-2-1-1 Réponse force - déplacement .....	77
2-2-1-2 Mesure du champ de déformation par corrélation d'images .....	78
2-2-2 Détermination de la courbe de contrainte - déformation .....	80
2-2-3 Identification du module d'Young $E$ , coefficient de Poisson $\nu$ et la limite élastique $\sigma_y$ .....	81
2-2-4 Identification de la réponse plastique .....	82
2-2-4-1 Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire - <i>Armstrong-Frederick</i> .....	85
2-2-4-2 Vérification pour une réponse monotone .....	87
2-3 Bilan .....	87
3- Caractérisation du comportement élastique fragile de la couche de céramique .....	88
3-5 Essais de flexion trois points .....	88
3-6 Propriétés élastiques de la céramique .....	89
3-7 Analyse statistique de la rupture .....	93
3-8 Modèle de Weibull .....	94
3-9 Identification des paramètres du modèle de Weibull ( $\sigma_0$ et $m$ ) .....	96
4- Conclusion .....	101
Bibliographie .....	103

### **Chapitre III : Caractérisation de la fissure interfaciale par flexion quatre points et identification d'un modèle cohésif pour l'interface de l'assemblage céramique-métal. 107**

1- Introduction .....	109
2- Caractérisation expérimentale de la fissuration interfaciale .....	110
2-1 Préparation d'échantillon .....	110
2-2 Présentation de dispositif de flexion quatre points pour évaluer l'adhérence de l'interface. ....	112
2-2-1 Essai de flexion 4 points pour caractériser la tenue mécanique de l'interface céramique - cuivre. ....	112
2-2-2 Description du dispositif de flexion quatre points .....	114
2-3 Caractérisation expérimentale de la fissuration interfaciale .....	115
2-4 Suivi optique de la fissuration interfaciale .....	117
2-4-1 Mesure de la longueur de fissure $a$ .....	118
2-5 Modèles analytiques pour une première estimation de l'énergie d'adhérence	

de l'interface .....	119
2-5-1 Interface dans un assemblage avec deux constituants. ....	120
2-5-2 Interface dans un assemblage de trois couches .....	121
3- Présentation du modèle cohésif .....	123
4- Modélisation de l'essai de flexion 4 points .....	128
4-1 Géométrie et conditions aux limites .....	129
4-2 Maillage et propriétés des matériaux .....	130
5- Méthodologie d'identification et résultats .....	131
5-1 Influence de la symétrie / asymétrie de la propagation interfaciale .....	131
5-1-1 Origine(s) de la propagation asymétrique .....	133
5-2 Identification des paramètres ( $\phi_{sep}$ et $T_{max}$ ) du modèle cohésif .....	136
5-2-1 Etude avec l'énergie $\phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ et sans défaut initial .....	136
5-2-1-1 Origine des oscillations de la force observées durant la fissuration interfaciale simulée .....	138
5-2-2 Etude avec l'énergie d'interface $\phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ .....	139
5-2-3 Etude avec l'énergie d'interface $\phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ , sans défaut initial .....	141
5-2-4 Etude avec l'énergie d'interface $\phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ .....	142
5-2-5 Etude avec l'énergie d'interface $\phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ , sans défaut initial .....	144
5-2-6 Etude avec l'énergie d'interface $\phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ .....	145
5-2-7 Etude avec l'énergie d'interface $\phi_{sep}=7\text{ J/m}^2$ et $5\text{J/m}^2$ .....	147
6- Bilan et Discussion .....	150
7- Conclusion .....	151

## **Chapitre IV : Intégrité mécanique de l'assemblage DBC soumis à un chargement cyclique thermique .....**

159

1- Introduction .....	161
2- Modélisation 3D de l'assemblage DBC .....	162
2-1 Chargement thermique cyclique .....	164
2-2 Influence de la structure du pourtour du cuivre sur le délaminage .....	166
2-3 Influence du rapport $e_{Cu}/e_{CERA}$ sur le délaminage .....	169

2-3-1 Etude à $e_{Cu}$ constant .....	169
2-3-2 Etude à $e_{CERA}$ constant .....	171
2-3-3 Bilan .....	173
2-4 Prédiction de la probabilité de rupture dans la céramique .....	174
3- Conclusion .....	179
Bibliographie .....	180
 <b>Chapitre V : Conclusion Générale et Perspectives</b> .....	 185
 <b>Annexes</b> .....	 191
Annexe A: Mesure des contraintes résiduelles dans la céramique après assemblage DBC. ....	193
Annexe B: Mesure optique de la longueur de la fissure au cours de l'essai de flexion quatre points. .....	197



Figure 1 : Vue complète (à gauche) et vue en coupe (à droite) d'un composant électronique de puissance, montrant la position de l'assemblage céramique métal. ....	28
Figure 2 : Photographies de "dimples" (structuration de la périphérie des pistes de cuivre) (doc. Curamik). Ces motifs sont obtenus par gravure chimique, et peuvent donc avoir des profondeurs variables. Deux cas sont étudiés ici. ....	29
Figure I-1 : Modèle d'intégration et les fonctionnalités associées. ....	34
Figure I-2 : Eclaté d'un assemblage céramique avec des métallisations en cuivre. ....	36
Figure I-3 : Conductivité thermique de différentes céramiques d'un assemblage DBC en fonction du courant admissible (Curamick). ....	36
Figure I-4 : Processus d'assemblage du substrat céramique $Al_2O_3$ - métallisé Cuivre. ....	38
Figure I-5 : Défaillance d'assemblage DBC, Décohésion interfaciale et fissuration lente dans la céramique sous chargement cyclique thermique de grande variation ....	41
Figure I-6 : Images de « Dimples », correspond à une structure du pourtour de la plaque de cuivre et issue d'une gravure chimique pour améliorer la tenue au cyclage thermique (doc. Curamik). ....	42
Figure I.7 : Commande d'inversion de poussée ETRASR et évolution vers l'avion plus électrique (Hispano Suiza). ....	44
Figure I-8 : Evolution de la puissance embarquée. ....	44
Figure I-9 : Evolution de l'émission de $CO_2$ de l'automobile, et objectif fixe pour 2008[REN05]. ....	45
Figure I-10 : Profil des températures d'un IGBT du module de puissance durant son fonctionnement [CAR03]. ....	47
Figure I-11 : Développement d'un système de forage autonome (Schlumberger). ....	48
Figure I-12 : Géométrie du cas simplifié de chargement d'Inglis. ....	49
Figure I-13 : Description de Dugdale du modèle cohésif. ....	55
Figure I-14 : Représentation schématisée des trois stades de la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte. ....	56
Figure I-15 : Représentation d'une fissure à l'interface entre deux matériaux ....	58
Figure II-1 : Géométrie d'éprouvette de traction découpée par électroérosion ....	75
Figure II-2 : Epreuves de traction des trois cuivres qui ont subi une histoire thermomécanique différente. ....	75
Figure II-3 : Dispositif d'analyse d'images pendant l'essai de traction. ....	76
Figure II-4 : Courbes force déplacement des nuances de cuivre en traction uniaxiale monotone. ....	77
Figure II-5 : Epreuve haltère avec mouchetis et histogramme de niveau de gris du mouchetis. ....	78
Figure II-6 : Evolution de la déformation longitudinale et transverse trois nuances de cuivre durant l'essai de traction monotone par corrélation d'images. ....	79
Figure II-7 : Identification des coefficients de Poisson des cuivres par DIC ....	79
Figure II-8 : Courbes de traction des trois cuivres à disposition ....	81
Figure II-9 : Réponse contrainte - déformation en traction uniaxiale de la nuance CU1, deux essais. ....	82
Figure II-10 : Courbe de traction répétée du cuivre du DBC jusqu'à une contrainte 120 MPa. ....	84
Figure II-11 : Identification paramètre du modèle de <i>Prager</i> à partir de la courbe de traction monotone ....	85

Figure II-12 : Identification du modèle Armstrong Frederick .....	86
Figure II-13 : Essai de traction monotone : comparaison entre les réponses prédite et mesurée. .....	87
Figure II-14 : Représentation d'un essai de flexion 3 points d'une éprouvette parallélépipédique de céramique. ....	88
Figure II-15 : Essais de flexion trois points et courbes force- déplacement obtenues (quelques essais sont reportés) pour les deux nuances de céramique ((a) $Al_2O_3$ et (b) $Al_2O_3 + 9\% ZrO_2$ ). .....	89
Figure II-16 : Module d'Young pour chaque essai de flexion 3 points de l'alumine et de l'alumine- zircone .....	90
Figure II-17 : Structure trigonale (ou rhomboédrique) représentative des grains du saphir. ....	91
Figure II-18 : Classement par ordre croissant de la force à rupture pour l'alumine et alumine - zircone. ....	97
Figure II-19 : Classement croissant des contraintes à rupture pour l'alumine et alumine - zircone .....	98
Figure II-20 : Courbe de $\ln(\ln(1/Psi))$ en fonction du logarithme de la contrainte maximale pour l'alumine (■) et l'alumine - zircone (*) pour chaque essai à l'issue de la première itération avec $\sigma_{wi} = \sigma_{mi}$ . ....	99
Figure II-21 : Contraintes de Weibull pour l'alumine et alumine - zircone .....	99
Figure II-22 : Courbe logarithme du logarithme de $(1/Psi)$ en fonction de logarithme de la contrainte Weibull pour l'alumine (■) et l'alumine - zircone (*) et identification de $(m$ et $\sigma_0)$ . .....	100
Figure III-1: Masque utilisé pour l'isolation du film photosensible puis la gravure du cuivre, composé de deux films, un pour chaque face de l'assemblage, maintenus alignés l'un par rapport à l'autre par du ruban adhésif. ....	111
Figure III-2 : Eprouvettes après gravure et découpe. ....	111
Figure III-3: Test de flexion 4 points .....	113
Figure III-4 : Courbe typique d'un essai de fissuration interfaciale en flexion quatre points. .....	113
Figure III-5: Machine de traction – Tinius-H10KS pour l'essai de flexion quatre points et dispositif optique pour le suivi de la fissuration interfaciale. ....	114
Figure III-6 : Dispositif expérimental du test flexion 4 points .....	115
Figure III-7: Caméra haute résolution ProsilicaGX6600 montée avec un objectif bi-télécentrique TC 16M 012 .....	115
Figure III-8 : Courbe force-déplacement caractéristique d'un essai de flexion quatre points, pour observer la fissuration interfaciale cuivre – céramique. ....	116
Figure III-9: Courbe expérimentale de la force - déplacement enregistrée lors d'un essai de flexion quatre points – au cours de la propagation de la fissure interfaciale. ....	117
Figure III-10 : Mesure de la longueur de fissure pour un déplacement de 2mm, à gauche une mesure minimum, à droite une mesure maximum. ....	118
Figure III-11 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement imposé avec les incertitudes de mesure .....	119
Figure III-12 : Flexion 4 points et fissuration interfaciale entre deux couches. ....	120
Figure III-13 : Flexion 4 points et fissuration interfaciale dans un assemblage à trois couches. .....	121
Figure III-14 : Loi traction ouverture - modèle bilinéaire pour l'élément cohésif .....	124

Figure III-15 : Description d'un élément cohésif avec le plan de la surface intermédiaire .....	125
Figure III-16 : Courbe de loi traction ouverture d'un élément cohésif : Description du critère d'amorçage de décohésion « QUADS » .....	127
Figure III-17 : Conditions aux limites et chargement de l'essai de flexion 4 points .....	129
Figure III-18 : Maillage du modèle de flexion 4 points .....	130
Figure III-19: Propagation de la fissure à l'interface de l'assemblage par la variable d'endommagement „SDEG“ : propagation symétrique à gauche et asymétrique à droite pour une valeur de déplacement des rouleaux $U=2\text{mm}$ . ....	132
Figure III-20 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, influence de la configuration initiale .....	132
Figure III-21 : Simulation d'un essai de flexion quatre points avec une inclinaison de l'éprouvette de $5^\circ$ par rapport à l'horizontale, pour un déplacement imposé $U=2\text{mm}$ .....	133
Figure III-22 : Simulation d'un essai de flexion quatre points avec deux modèles cohésifs décrits par le couple ( $\phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ , $T_{max}=440\text{MPa}$ ) à gauche et ( $\phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ , $T_{max}=400\text{MPa}$ ) à droite de l'interface. ....	134
Figure III-23 : Image MEB de la surface de cuivre décollée par flexion quatre points, présence des défauts de diamètre $20\text{ }\mu\text{m}$ de moyenne .....	135
Figure III-24 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, constituants élastiques, pour différentes taille de défaut en $\mu\text{m}$ .....	135
Figure III-25 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial. ....	136
Figure III-26 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure $U'$ , cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial. ....	137
Figure III-27 : Représentation de l'origine des oscillations observées sur les résultats numériques de l'essai de flexion quatre points. ....	139
Figure III-28 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ à l'interface Cu-Céramique, avec $\phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ . ....	140
Figure III-29 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure $U'$ , cas cuivre élastoplastique avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ à l'interface Cu-Céramique, avec $\phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ . ....	140
Figure III-30 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial, $\phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ . ....	141
Figure III-31 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure $U'$ , cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial, $\phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ . ....	142
Figure III-32 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ , $\phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ .....	143
Figure III-33 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure $U'$ , cas cuivre élastoplastique avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ , $\phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ . ....	143
Figure III-34 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial, $\phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ . ....	144
Figure III-35 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement des rouleaux, cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial, $\phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ . ....	145
Figure III-36 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ , $\phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ .....	146



Figure III-37 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure $U'$ , cas cuivre élastoplastique avec une fissure naturelle de 20 $\mu\text{m}$ , $\phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ . ....	146
Figure III-38 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion quatre points à gauche et Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure $U'$ pour $\phi_{sep}=7$ et $5\text{J/m}^2$ , cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial. ....	147
Figure III-39 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion quatre points à gauche et Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure $U$ pour $\phi_{sep}=7$ et $5\text{J/m}^2$ , cas cuivre élastoplastique et avec une fissure naturelle. ....	149
Figure III-40 : Bilan des couples ( $\phi_{sep}$ et $T_{max}$ ) validant la courbe force – déplacement (cadre rouge interrompu) pour les configurations avec et sans fissure naturelle initiale, (cadre vert) les configurations validant à la fois les mesures macroscopique Force – Déplacement, locale longueur de la fissure – déplacement. ....	150
Figure IV-1 : Conditions aux limites.....	162
Figure IV-2: Chargement thermique imposé sur le modèle éléments finis .....	164
Figure IV-3 : Dégradation de l'interface, effet de la structuration du pourtour de la couche du Cuivre, évolution de la variable d'endommagement « SDEG » à la fin de refroidissement d'élaboration et au bout de 100 cycles thermiques entre $[-50$ et $250^\circ\text{C}]$ , pour la configuration 127-635 $\mu\text{m}$ .....	166
Figure IV-4 : Evolution de la surface fissurée le long de l'interface, cas de configuration 127-635 $\mu\text{m}$ , effet structuration du bord de la couche du cuivre. ....	167
Figure IV-5 : Dégradation de l'interface, effet de l'épaisseur du Cuivre, évolution de la variable d'endommagement « SDEG » à la fin de refroidissement d'élaboration et au bout de 100 cycles thermiques entre $[-50$ et $250^\circ\text{C}]$ , pour la configuration épaisseur de la céramique 635 $\mu\text{m}$ . ....	170
Figure IV-6 : Evolution de la surface fissurée le long de l'interface, cas de configuration épaisseur de céramique =635 $\mu\text{m}$ , effet l'épaisseur de la couche du cuivre .....	170
Figure IV-7 : Dégradation de l'interface, effet de l'épaisseur du Cuivre, évolution de la variable d'endommagement « SDEG » à la fin de refroidissement d'élaboration et au bout de 100 cycles thermiques entre $[-50$ et $250^\circ\text{C}]$ , pour la configuration épaisseur de la céramique 635 $\mu\text{m}$ . ....	172
Figure IV-8 : Evolution de la surface fissurée le long de l'interface, cas de configuration épaisseur du cuivre=500 $\mu\text{m}$ , effet l'épaisseur de la couche de céramique. ....	173
Figure IV-9 : Surface délaminée en fonction du rapport d'épaisseur $e_{cu}/e_{CERA}$ à la fin de l'étape d'élaboration .....	173
Figure IV-10 : Répartition de la contrainte principale max dans la céramique d'un assemblage DBC de configuration 500-635 $\mu\text{m}$ - sans structuration, (a) à $T=-50^\circ\text{C}$ , (b) à $T=+250^\circ\text{C}$ . ....	176
Figure IV-11 : Probabilité de rupture de la céramique à l'issue du collage et retour à température ambiante. ....	177
Figure IV-12 : Probabilité de rupture de la céramique à $T=-50^\circ\text{C}$ après 100 cycles thermiques entre $[-50^\circ\text{C}$ et $+250^\circ\text{C}]$ précédé d'un refroidissement de $1000^\circ\text{C}$ en fonction du rapport d'épaisseur entre les couches de cuivre et céramique. ....	177
Figure A-1 : Profilomètre dektak 150, placé en zone inactinique (d'où l'éclairage jaune). ....	194
Figure A-2 : Mesures de planéité brutes : (a) sur l'échantillon complet, et (b) sur l'échantillon après gravure d'une de ses métallisations. Les échelles des axes x et y sont en microns, l'échelle z (couleurs) est en nanomètres. Les traits verticaux ( $x=0.5$ et $3\text{ mm}$ ) et horizontaux ( $2$ autour de la valeur $y = 25\text{ mm}$ et $1$ à $y = 1\text{ mm}$ ) servent de repères pour les mesures.....	194

Figure A-3 : Mesures de planéité corrigées : (a) sur le l'échantillon complet, après correction de niveau de l'échantillon et en ne considérant que la zone à l'intérieur des repères visibles sur la Figure A-2 et (b) même chose sur l'échantillon après gravure d'une de ses métallisations. Les échelles des axes x et y sont en microns, l'échelle z (couleurs) est en nanomètres. ....	195
Figure A-4 : (a) Différence entre les deux cartographies de la figure 5 (déformation), (b) Déformation selon l'axe y (moyenne calculée selon l'axe x). ....	195

Tableau I-1 : Propriétés physiques des céramiques isolantes Curamik. ....	37
Tableau I-2 : Evolution de la puissance électrique installée dans la PRIUS I et II [TOY03]. ....	46
Tableau I-3 : Données de Curamik du facteur d'intensité de contrainte des céramiques utilisées pour les assemblages DBC. ....	52
Tableau I-4 : Champs des contraintes et des déplacements au voisinage de l'extrémité de fissure dans les cas des chargements des modes I, II et III .....	53
Tableau II-1: Paramètres de la loi de comportement élastoplastique du cuivre CU1 extrait de l'assemblage DBC. ....	86
Tableau II-2 : Composantes du tenseur des modules d'élasticité du Saphir, [AHR.95]. ....	91
Tableau II-3 : Données d'homogénéisation des paramètres anisotrope du polycristal d'alumine .....	93
Tableau II-4 : Résumé des essais de flexion 3 points et propriétés de rupture ajustés pour l'alumine et l'alumine - zircone .....	100
Tableau III-1 : Résumé du calcul analytique de l'énergie d'adhérence, en faisant l'hypothèse d'un comportement élastique et linéaire des constituants .....	123
Tableau III-2 : Propriétés mécaniques des constituants de base de l'assemblage DBC .....	130
Tableau IV-1 : Propriétés mécanique et thermique des constituants de l'assemblage DBC.....	163
Tableau IV-2 : paramètres de statistique de Weibull pour l'alumine et l'alumine + zircone .....	175
Tableau B-1 : Mesure optique de la longueur de fissure interfaciale lors d'un essai de flexion quatre points pour des déplacements spécifiques choisis. ....	199

---

---

# Introduction générale

---

---



Les composants électroniques de puissance (Figure 1) ont eu (et vont encore avoir !) une grande influence sur les secteurs de l'énergie et des transports. Les progrès effectués ces dernières années dans le domaine des semiconducteurs de puissance (apparition du transistor IGBT, et débuts du carbure de silicium) ont été considérables, ce qui a ouvert de nouvelles opportunités pour les systèmes électriques. Par exemple, le carbure de silicium permet de réaliser des composants fonctionnant à des températures "très élevées" (en théorie plus de 500°C), là où les composants classiques en silicium sont physiquement limités à 150°C ou moins. L'augmentation de la température de fonctionnement rend possible des applications comme le contrôle de réacteurs d'avion, ou le forage géothermique profond. La fiabilité de ces circuits est l'une des préoccupations majeures de l'industrie des semi-conducteurs et l'un des défis de l'électronique de puissance. De plus, l'industrie des transports et notamment de l'aéronautique exige un excellent niveau de fiabilité des composants électroniques. Cela implique que les composants de puissance doivent assurer un bon fonctionnement des différents systèmes d'un aéroplane, quelles que soient les conditions climatiques. Les modules d'électronique de puissance sont notamment constitués d'assemblage céramique - cuivre pour lesquels la tenue mécanique doit être maîtrisée afin de garantir une durabilité d'environ 30 ans sous l'action de cycles thermiques plus en plus sévères. Ces nouveaux « challenges » requièrent une conception alliant des compétences de génie électrique et de mécanique des matériaux, ce dernier aspect étant considéré dans ce travail de thèse.

Un module de puissance (Figure 1) est un bloc renfermant plusieurs puces (parfois plus d'une vingtaine). Ces puces sont brasées sur un assemblage céramique-cuivre, lui-même brasé sur une semelle, qui assure la rigidité de l'ensemble. Cette structure en couches a pour but d'isoler électriquement les puces (grâce à la céramique diélectrique), de fournir un circuit au courant électrique (par les métallisations) et de refroidir les composants (la chaleur est évacuée par la semelle). Un tel assemblage de matériaux (avec des coefficients de dilatation très différents) est sensible au cyclage thermique qui se produit lorsque le composant est successivement arrêté et mis en fonctionnement.



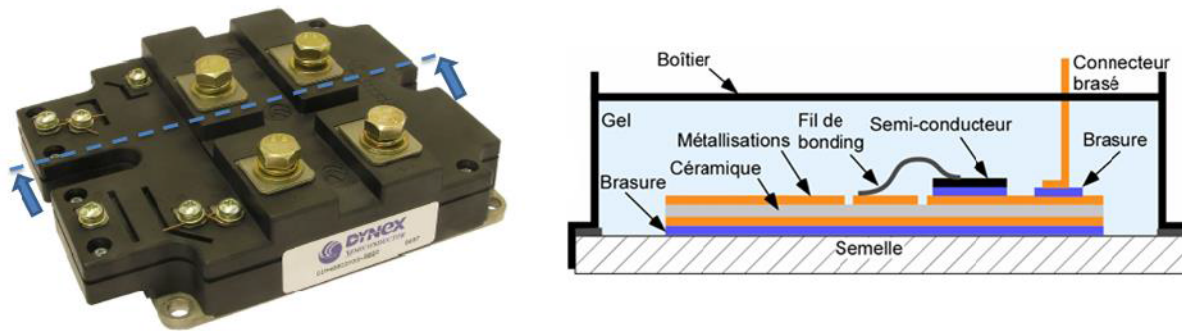


Figure 1 : Vue complète (à gauche) et vue en coupe (à droite) d'un composant électronique de puissance, montrant la position de l'assemblage céramique métal.

Dans cette thèse, nous nous concentrons sur l'étude de l'intégrité mécanique de l'assemblage cuivre-céramique-cuivre, dénommé substrat métallisé, sous l'effet de chargement thermique répété. Deux modes d'endommagement peuvent apparaître : (i) le délaminage à l'interface céramique-cuivre, ou (ii) la rupture de la céramique. Dans l'un ou l'autre cas, le module de puissance est alors inopérant pour ce qui concerne l'isolation électrique et l'évacuation de la chaleur. Des solutions, empiriques ont été proposées par les fournisseurs des substrats métallisés pour prévenir ces endommagements, notamment en réalisant des trous sur le pourtour de la couche de cuivre. Selon les épaisseurs relatives des couches de cuivre et de céramique, une telle modification peut s'avérer efficace... mais il faut en passer par une caractérisation expérimentale fastidieuse et heuristique. Dans le cadre de notre étude, nous nous proposons de développer un modèle éléments finis capable d'évaluer la susceptibilité d'un assemblage cuivre-céramique à ces modes d'endommagement en fonction des épaisseurs des couches constitutives et de la structuration du pourtour de cuivre notamment. Pour cela, le comportement mécanique de chaque constituant et celui de l'interface seront caractérisés expérimentalement et modélisés. L'étude de l'intégrité mécanique sous chargement thermique cyclique est alors accessible et étudié. L'objectif est d'identifier les assemblages dangereux du point de vue de l'intégrité mécanique ou prometteur en terme de durabilité, cette dernière pouvant aller jusqu'à 30 ans dans le domaine ferroviaire.

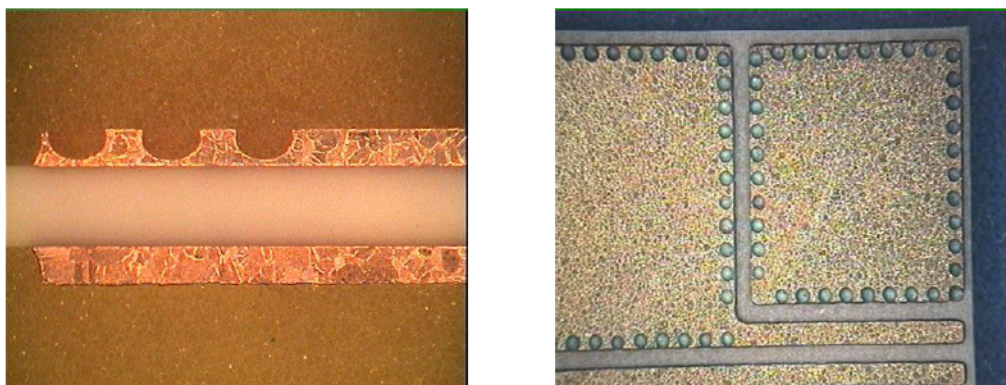


Figure 2 : Photographies de "dimples" (structuration de la périphérie des pistes de cuivre) (doc. Curamik). Ces motifs sont obtenus par gravure chimique, et peuvent donc avoir des profondeurs variables. Deux cas sont étudiés ici.

Nous nous intéressons ici aux assemblages de céramique-métal de type DBC (Direct Bonding Copper), pour lesquels l'assemblage cuivre-céramique se fait au travers d'une réaction entre l'oxyde de cuivre des métallisations et l'alumine. L'étude vise à définir l'assemblage métal-céramique capable de supporter des cycles thermiques avec des variations de température entre  $-50^{\circ}\text{C}$  et  $+250^{\circ}\text{C}$  tout en conservant son intégrité : il s'agit d'assurer qu'aucune fissure ne pourra croître, ni par délaminage à l'interface cuivre-céramique ni par rupture de la céramique.

Le manuscrit comporte quatre chapitres.

Le premier chapitre I intitulé " État de l'art, caractérisation des matériaux déposés en couche mince, défaillance par fatigue dans les composants électroniques de puissance" contient une présentation des travaux récents sur la fiabilité des modules de puissance. Il comporte également un rappel des bases de mécanique de la rupture nécessaire à l'étude.

Le chapitre II rassemble les présentations des modèles élastique –plastique pour la couche de cuivre et élastique fragile pour la céramique. Les essais menés et l'identification des paramètres associés y sont présentés. À l'issue de ce chapitre, le comportement mécanique des constituants est disponible.

Le chapitre III est dédié à l'étude de la fissuration le long de l'interface céramique-cuivre et la description de sa réponse mécanique à l'aide d'un modèle cohésif. L'identification des paramètres cohésifs est menée à partir d'information macroscopique et d'un suivi local de



l'avancée de la fissure dans le cadre d'une méthodologie inverse. Un modèle cohésif a été retenu dans la mesure où il permet d'incorporer une longueur intrinsèque dans la description qui permet d'aborder des effets de taille et en particulier celui des épaisseurs de cuivre et de céramique.

À partir des caractérisations et descriptions présentées aux chapitres II et III, le chapitre IV aborde la question de l'intégrité mécanique de l'assemblage céramique-cuivre en évaluant si un chargement thermique cyclique induit un délaminage le long de l'interface cuivre-céramique ou bien une rupture de la céramique. Différentes configurations, avec des rapports cuivre-céramique différents, une structuration ou non du pourtour du cuivre, sont étudiées. Des recommandations sur les géométries d'assemblage prévenant ou les plus résistantes à l'endommagement sont alors données.

Enfin, une conclusion générale clôt le manuscrit.

---

---

# **Chapitre I : État de l'art, caractérisation des matériaux déposés en couche mince, défaillance par fatigue dans les composants électroniques de puissance**

---

---



## Table des matières

Chapitre I : État de l'art, caractérisation des matériaux déposés en couche mince, défaillance par fatigue dans les composants électroniques de puissance .....	31
1- Introduction .....	35
2- Les composants électroniques de puissance.....	36
2-1 Intérêts des systèmes d'électronique de puissance.....	36
2-2 Assemblage céramique cuivre (Direct Bonding Copper) .....	37
2-3 Procédé d'assemblage DBC .....	39
2-3-1 Thermodynamique .....	41
2-3-2 Liaison métal - céramique .....	41
2-4 Modes de défaillance de l'assemblage DBC .....	43
2-5 Domaine d'application des composants électronique (DBC) .....	44
2-5-1 Electronique de puissance en aéronautique .....	45
2-5-2 Electronique de puissance dans le domaine automobile .....	47
2-5-3 Electronique de puissance dans le domaine du forage .....	49
3- Bases de la mécanique de la rupture .....	51
3-1 Facteur d'intensité de contrainte $K$ .....	53
3-2 Modèle cohésif pour décrire le mécanisme de rupture .....	56
3-3 Propagation de fissure par fatigue .....	58
3-4 Fissuration interfaciale et mixité modale .....	60
3-4-1 Fissuration interfaciale .....	60
3-4-2 Essais de caractérisation de l'interface .....	62
4- Conclusion.....	63
Bibliographie.....	65



## 1- Introduction

---

Cette première partie introduit les éléments nécessaires à la compréhension dans son ensemble du problème abordé dans cette étude.

Les composants d'électronique de puissance sont des assemblages métal (cuivre) – céramique soumis à des cycles thermiques dont l'amplitude dépend du domaine d'application (avionique, automobile, pétrolier ...). Dans le cadre de ce travail, les conditions de chargement thermiques retenues correspondent aux cas les plus exigeants, des domaines aéronautique et ferroviaire [DUP06]. En effet, l'industrie des transports exige un excellent niveau de fiabilité des composants électroniques. Cela implique que les composants de puissance doivent assurer un bon fonctionnement des différents systèmes, quelques soient les conditions climatiques et pendant une durée de vie dans notre cas avoisinant une trentaine d'année. La fatigue thermomécanique des composants étant la principale cause de la défaillance des systèmes de puissance, son étude et son évaluation sont par conséquent primordiales lors de la conception d'un composant ou d'un système. Dans ce but, la modélisation numérique et particulièrement par éléments finis est devenue l'outil de recherche et de développement principal pour l'analyse du comportement thermomécanique de composants électroniques et des modules de puissance. Cependant, la qualité des prédictions obtenues par simulation dépend fortement de la connaissance des paramètres thermomécaniques des matériaux utilisés dans le modèle.

Ce chapitre introduit, les éléments essentiels liés au procédé d'assemblage ainsi que les bases de mécanique de la rupture nécessaires dans notre étude. Des compléments spécifiques de mécanique des solides et de caractérisation de la rupture seront présentés aux chapitres II et III suivants.

## 2- Les composants électroniques de puissance

La (Figure I-1) propose une description simplifiée d'un module de puissance où sont mentionnés les différents éléments nécessaires à son bon fonctionnement.

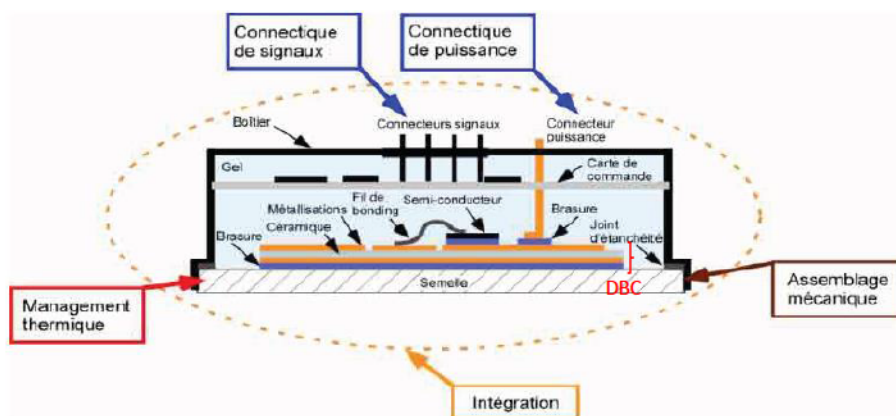


Figure I-1 : Modèle d'intégration et les fonctionnalités associées.

Le module de puissance se compose, d'élément actif (semi-conducteurs) assurant la fonction électrique, d'un assemblage métal-céramique permettant à la fois l'isolation électrique et l'évacuation des calories dissipées (pertes dans les puces) qui est l'objet de notre étude. L'ensemble est ensuite reporté sur le refroidisseur par l'intermédiaire d'un support métallique (semelle). Le module est protégé par un boîtier adapté aux connexions électriques.

### 2-1 Intérêts des systèmes d'électronique de puissance

L'électronique de puissance permet de convertir et de contrôler les apports d'énergie électrique : les systèmes d'électronique de puissance sont aujourd'hui largement utilisés dans l'industrie car ils sont économiques, écologiques et peu coûteux à entretenir [BOU08]. L'augmentation régulière du prix des matières premières d'origine fossile, associée à la raréfaction annoncée du pétrole poussent les industriels à se tourner vers d'autres types d'énergie et à utiliser de plus en plus fréquemment des dispositifs électriques pour la traction ou la commande d'auxiliaires afin de diminuer les coûts d'utilisation.

La nécessité d'utiliser des énergies alternatives au pétrole s'explique aussi par des considérations écologiques : ainsi, la France s'est engagée à diminuer ses émissions de gaz à

effets de serre (CO, CO<sub>2</sub>, NO<sub>x</sub>) lorsqu'elle a ratifié le protocole de Kyoto entré en vigueur en 2005. On observe d'ores et déjà une baisse des émissions de gaz à effets de serre puisque les rejets en 2010 sont inférieurs de 10 % à ceux de 1990. Bien que le protocole de Kyoto ne s'applique ni au transport aérien ni à l'armée, les entreprises aéronautiques françaises se sont engagées lors du Grenelle de l'environnement en 2008 à faire baisser de moitié leurs émissions de CO<sub>2</sub> d'ici 2020 [LEG11].

Pour cette même échéance, la recherche européenne s'est fixée des objectifs encore plus ambitieux avec une diminution de 50 % des émissions de CO<sub>2</sub> et de 80 % de celles des NO<sub>x</sub>. Dans l'automobile par exemple, l'objectif est de passer d'une émission moyenne de 176 g/km (Europe) ou de 136 g/km (France) à 130 g/km en 2012 pour les véhicules particuliers et les véhicules commerciaux légers. L'effort important de réduction des émissions de gaz à effets de serre demandé au secteur automobile s'explique par la part prépondérante de ses rejets sur le total des émissions.

L'atteinte de ces objectifs passe inévitablement par le remplacement du parc automobile et avionique par de nouveaux appareils utilisant des technologies moins consommatrices d'énergie d'origine fossile. Enfin, les systèmes d'électronique de puissance présentent une meilleure maintenabilité que les systèmes hydrauliques ou pneumatiques permettant d'améliorer la sécurité et de diminuer les coûts d'exploitation.

## 2-2 Assemblage céramique cuivre (Direct Bonding Copper)

Depuis plusieurs années, l'isolation électrique par un substrat céramique métallisé DBC permet de développer des systèmes aux spécifications thermiques et électriques adaptées aux besoins de l'intégration de puissance.



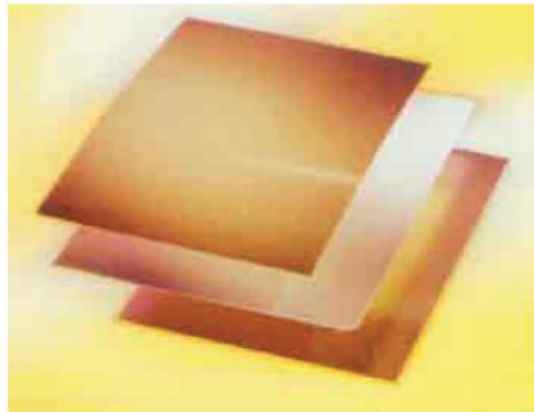


Figure I-2 : Eclaté d'un assemblage céramique avec des métallisations en cuivre.

Le principe est d'associer un isolant céramique (Nitrure d'aluminium  $\text{AlN}$  ou alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ou nitrure de silicium  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) à de fines couches métallisées (principalement en cuivre) sur chacune des deux surfaces (Figure I-2). Le développement de cette technologie est principalement lié aux spécificités de l'électronique de puissance, notamment au besoin de gérer des flux thermiques importants (dissipation des composants de puissance) et d'assurer une excellente isolation électrique, avec une bonne durabilité lors d'un cyclage thermique.

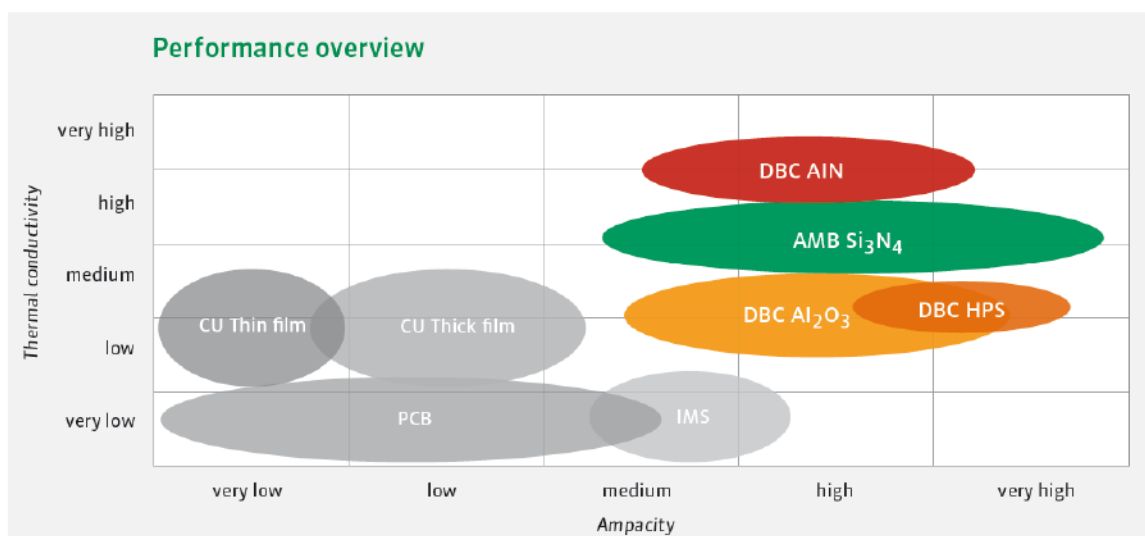


Figure I-3 : Conductivité thermique de différentes céramiques d'un assemblage DBC en fonction du courant admissible (Curamick<sup>1</sup>).

<sup>1</sup> [www.curamik.com](http://www.curamik.com)

Le choix de la céramique, dont les principales caractéristiques sont présentées dans le Tableau I-1, se fait entre l'alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , le nitrure d'aluminium  $\text{AlN}$ , et le nitrure de silicium  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Propriétés Physiques	$\text{AlN}$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	HPS <sup>2</sup>	$\text{Si}_3\text{N}_4$
Module de Young [GPa]	320	340	310	300
Contrainte maximale de flexion [MPa]	>350	>450	>600	> 700
Conductivité thermique [W/mK]	170	24	26	90
Coefficient de dilatation thermique CTE [ppm/K]	4,7	6,8	8,2	2,5

Tableau I-1 : Propriétés physiques des céramiques isolantes Curamik.

### 2-3 Procédé d'assemblage DBC

La fabrication d'un assemblage DBC est effectuée par une technique de fusion dite "directe" car ne nécessitant pas de brasure. Le procédé d'assemblage DBC est illustré en Figure I-4. Une feuille de cuivre, qui comporte une mince couche d'oxyde en surface (Figure I-4a) est déposée sur la céramique. Cette dernière est portée, sous une atmosphère pressurisée de dioxygène, à une température proche de la fusion des films de cuivre en contact avec celle-ci (1065-1085°C, Figure I-4b) [SCH00]. Le fait de porter l'ensemble à une température proche de celle de la fusion du cuivre permet d'assurer une liaison mécanique forte entre la céramique et les métallisations [SCH00b]. Après la formation de la liaison entre la céramique et le cuivre oxydé, le substrat est refroidi. Le résultat est un substrat constitué d'un sandwich de céramique avec deux couches de cuivre d'épaisseur identique. Le même procédé peut être également effectué pour l'assemblage de la deuxième couche de cuivre. Dans le cas d'une couche de céramique en  $\text{AlN}$ , une étape supplémentaire d'oxydation de sa surface est nécessaire comme illustré en Figure I-4.c [SCH00b, NIN03]. Les avantages d'un substrat céramique pour des applications en électronique de puissance sont les suivants :

- isolation électrique élevée
- bonne conductivité thermique moyenne

<sup>2</sup> Composite céramique d'alumine et 9% de Zircone yttrée.

-coefficient d'expansion thermique faible

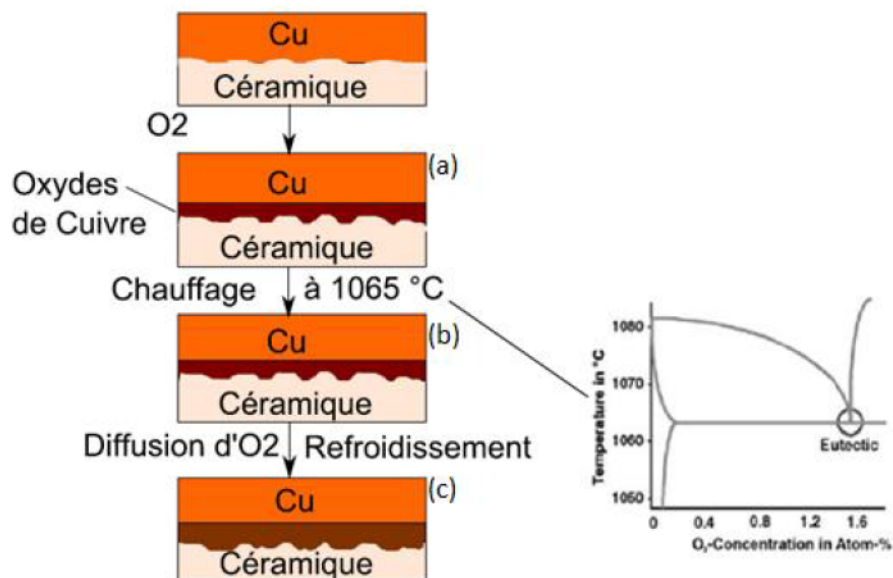


Figure I-4 : Processus d'assemblage du substrat céramique Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - métallisé Cuivre.

La société Curamik (Allemagne) est l'un des principaux producteurs d'assemblages DBC tant d'alumine que de nitrure d'alumine. Leur production résulte d'un grand savoir-faire et les sociétés préfèrent souvent ne pas breveter et garder leur procédé de fabrication secret. Il est donc difficile de connaître le cycle thermique exact que subissent les matériaux. De la même façon, si l'on sait que les assemblages sont réalisés en appliquant une pression sur l'empilement sandwich Cu/Céramique au cours de l'oxydation, la valeur n'est pas connue. En définitive, les conditions de refroidissement de 1072°C reportées par Jarrige et al. [JAR07] de 5°C/min jusqu'à 1000°C et 10°C/min jusqu'à température ambiante. Ils sont pour l'instant les seules trouvées dans la littérature.

### 2-3-1 Thermodynamique

La liaison entre la céramique et le métal est décrite par trois types d'adhésion :

-L'adhésion mécanique résulte de la pénétration du métal dans les aspérités de la céramique [BRA12]. Dans ce cas, la rugosité de la céramique est une caractéristique déterminante pour la qualité de l'adhésion.

-L'adhésion physique est due à des forces de type van der Waals et à la tendance thermodynamique à la minimisation des tensions superficielles lors du contact de deux matériaux [LIF56].

-L'adhésion chimique apparaît lorsqu'une phase intermédiaire (oxyde) est créée entre le métal et la céramique. Ce type de liaison met en jeu les forces les plus importantes. Pour créer une forte liaison chimique entre une céramique et un métal, il faut qu'une réaction soit possible entre eux. Cette possibilité est dictée par des conditions thermodynamiques.

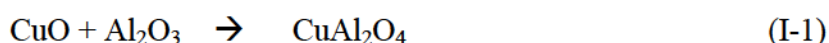
### 2-3-2 Liaison métal - céramique

Le procédé d'assemblage Cuivre – Céramique dit de « Direct Bonding Copper » et notée DBC a été initialement développée pour l'assemblage cuivre (Cu)/alumine ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) [BUR75, YOS89]. Le principe consiste à tirer parti de la réactivité de certains environnements gazeux avec des métaux, conduisant à la formation en surface du métal de liquides eutectiques. De nombreux systèmes tels que Ag-P, Ag-S, Al-Si, Co-O, Cr-O, Cr-S, Cu-O, Cu-P, Cu-S, Fe-O, Mo-Si, Ni-O et Ni-P ont été identifiés comme susceptibles d'être utilisés pour la formation des jonctions métal/céramique [BUR75, BUR73], mais l'application la plus importante concerne l'assemblage Cu/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  qui est réalisé par un maintien de 1 à 2min à une température de 1072°C dans un environnement avec une pression partielle d'oxygène supérieure à  $1.5 \cdot 10^{-3}$  mbar. Cela permet la formation en surface du métal d'un film eutectique Cu-Cu<sub>2</sub>O de composition 1.7at%O (0.43wt%O, température eutectique de 1065°C) qui a la capacité de mouiller la surface d'alumine et qui peut, en fonction du temps de traitement et de la pression partielle d'oxygène, conduire à la formation d'oxydes mixtes de Cu et Al [COU86, CHA68, O'BR74]. Une alternative à cette opération d'assemblage sous atmosphère contrôlée d'oxygène est de procéder à l'oxydation préalable du Cu afin de former l'oxyde Cu<sub>2</sub>O en



surface [SUN76]. L'assemblage DBC est potentiellement applicable aux céramiques oxydables c'est-à-dire non oxydes mais susceptibles de former à leur surface un film d'oxyde stable. Le procédé DBC consiste alors en deux étapes : (i) une étape préalable d'oxydation de la céramique, (ii) puis l'étape DBC proprement dite sous atmosphère contrôlée d'oxygène. Dans le cas du nitrure d'aluminium (AlN), l'oxydation se fait entre 1250°C et 1300°C de préférence sous oxygène sec [GUI92], elle peut éventuellement être suivie d'un recuit.

La technique est avantageuse dans le sens où elle ne nécessite pas l'utilisation d'un troisième corps (brasure) à positionner entre les deux matériaux à assembler. Elle nécessite cependant une maîtrise rigoureuse de la température au niveau de l'interface qui doit être supérieure à celle de l'eutectique Cu-Cu<sub>2</sub>O (1065°C) et inférieure à la fusion de Cu (1084°C). De plus, la littérature rapporte une limite de réactivité pour la formation de l'aluminate AlCuO<sub>2</sub> à 1076°C [TRU99]. En dessous de cette température la formation de l'aluminate est attendue, conduisant potentiellement à la consommation de l'oxygène dissous dans le Cuivre liquide et à sa solidification. On aurait donc affaire dans ce cas à un procédé d'assemblage avec solidification isotherme. Au-dessus de 1076°C le composé ne serait pas stable mais il est néanmoins détecté, certainement en raison d'une formation au cours du refroidissement. Une température classiquement utilisée pour l'assemblage est de 1070°C avec un temps de maintien court de 1 à 2min. La vitesse de refroidissement est ensuite contrôlée et la littérature rapporte des valeurs typiques de 5°C/min jusqu'à 1000°C et 10°C/min ensuite [JAR07]. L'oxyde de cuivre, contrairement au cuivre non-oxydé peut réagir avec l'alumine pour donner le spinelle CuAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> (cubique) selon la réaction :

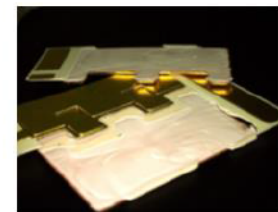
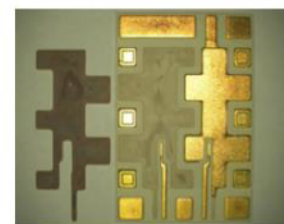
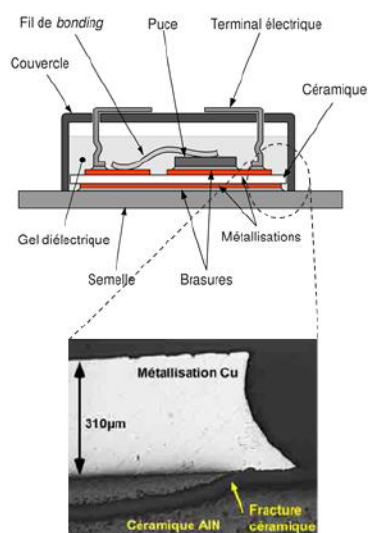


La formation d'une liaison chimique entre le cuivre et l'alumine via l'oxyde CuAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> (structure spinelle) est délicate à définir car leur processus de formation et les cinétiques des réactions entre l'oxyde de cuivre et l'alumine sont mal connus, malgré quelques tentatives [FUJ 98] n'obtiennent aucune réaction chimique entre le cuivre et l'alumine.

## 2-4 Modes de défaillance de l'assemblage DBC

La température à laquelle peuvent se trouver les modules de puissance peut s'avérer critique à la fois pour les éléments actifs du module et pour l'assemblage. Dans ce qui suit, nous présenterons succinctement les principaux modes de défaillance qui peuvent apparaître dans l'assemblage DBC.

Lorsque l'assemblage cuivre – céramique est soumis à un chargement thermique cyclique, le contraste des propriétés thermomécaniques engendre une concentration de contraintes au voisinage de l'interface qui peut conduire à (i) le délaminage entre cuivre et céramique voire (ii) la rupture dans la couche de céramique [MIT99]. Sur la Figure I-5, nous reportons l'observation de ces deux modes de défaillance, par délaminage et dans certains cas par rupture dans la céramique.



**Figure I-5 : Défaillance d'assemblage DBC, Décohésion interfaciale et fissuration lente dans la céramique sous chargement cyclique thermique de grande variation**

Pour atténuer les contraintes mécaniques sur les bords du cuivre et tenter d'inhiber le délaminage, il est préconisé de diminuer l'épaisseur des métallisations [DUP06]. Cette réduction d'épaisseur doit notamment se faire sur la face supérieure du DBC, tout en respectant les densités de courant acceptables dans ces métallisations [DUP 06, SCH 03]. Les fissures s'initiant au coin de l'interface cuivre/céramique, la solution qui permet de réduire localement les contraintes dans la céramique est la réalisation d'un pourtour structuré le long de périmètre de la plaque de cuivre. Un masque comportant des trous est disposé sur la plaque



de cuivre et une attaque chimique réalisée. Elle conduit à la formation de trous (‘‘dimples’’) cylindrique si l’attaque opère sur toute l’épaisseur de cuivre, proche d’une demi-sphère si l’attaque est partielle (Figure I-6). Dans [SCH03] il a été démontré que ces ‘‘dimples’’ pouvaient augmenter la fiabilité des modules d’un facteur 10 lors de cyclage thermiques passifs sous une température variant de  $-55^{\circ}\text{C}$  à  $150^{\circ}\text{C}$ .

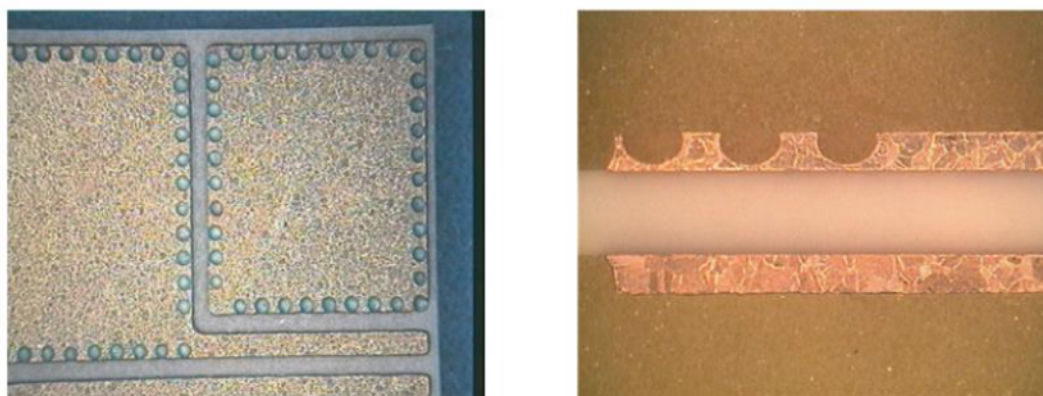


Figure I-6 : Images de « Dimples », correspond à une structure du pourtour de la plaque de cuivre et issue d’une gravure chimique pour améliorer la tenue au cyclage thermique (doc. Curamik).

La dégradation la plus fréquente du substrat est localisée à l’interface céramique-cuivre: on observe un décollement de la métallisation (Figure I-5) qui s’explique par la propagation de fissure le long de l’interface céramique -cuivre. Pour limiter l’impact des différences de CTE, de nouveaux designs de substrats ont été développés avec une métallisation cuivre plus fine que pour les DBC classiques.

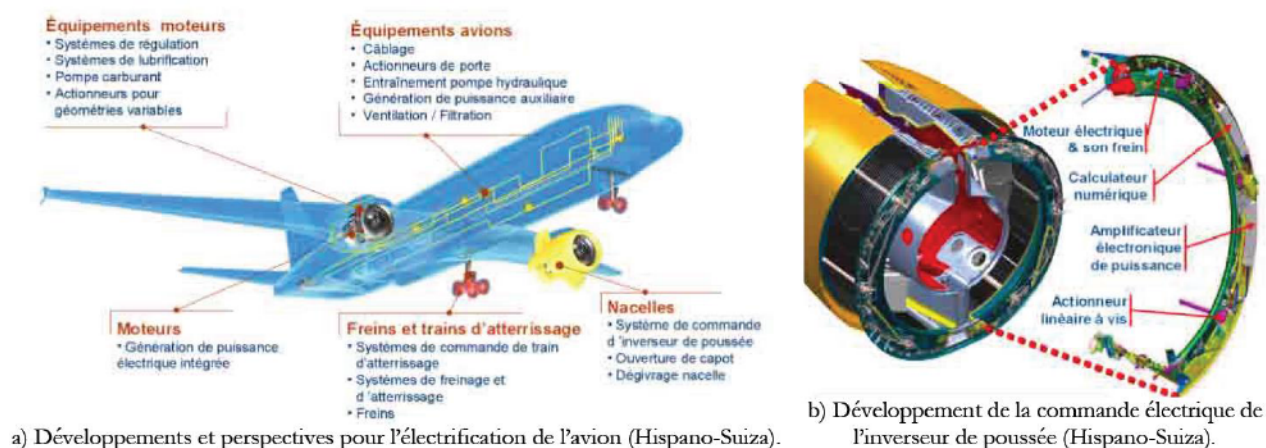
## 2-5 Domaine d’application des composants électronique (DBC)

Nous présentons dans ce paragraphe les principaux domaines d’application des modules d’électronique puissance. Parmi les paramètres gouvernant leur durabilité, l’humidité peut être un paramètre important mais surtout l’histoire thermomécanique liée au procédé et l’amplitude de température du cyclage thermique déterminant son intégrité mécanique [KAN03, CIA05]. Ainsi, après une brève analyse des raisons de l’évolution des contraintes d’utilisation dans ces domaines, nous aborderons les conditions environnementales spécifiques de ces secteurs, et les principaux développements réalisés.

### 2-5-1 Electronique de puissance en aéronautique

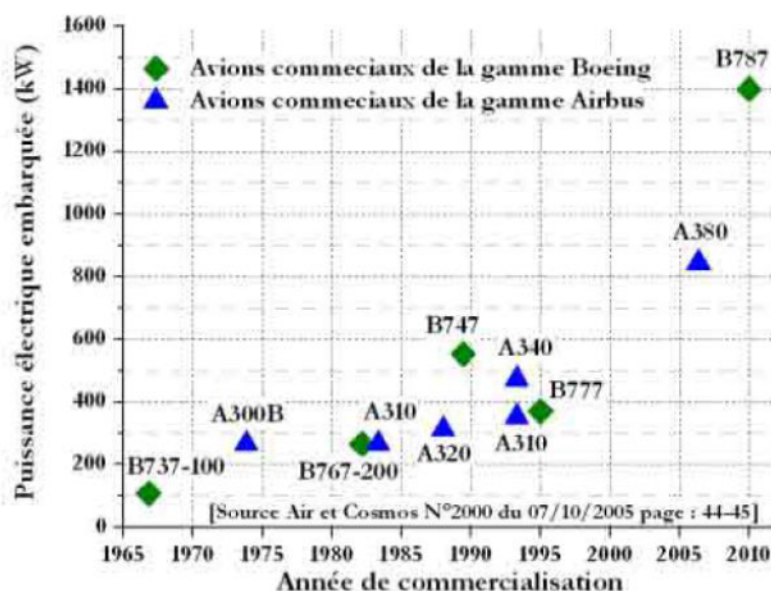
Le trafic aérien augmente avec la croissance économique mondiale, avec une prévision d'une augmentation d'environ 5% par an jusqu'à 2020[ERN02]. Ce développement a conduit à un rassemblement d'industriels du secteur avionique pour développer une stratégie visant à réformer la gestion de l'énergie dans les nouvelles générations d'avion. Ainsi, et malgré la dérogation du protocole de Kyoto pour ce secteur industriel, les constructeurs d'avions ont fixé comme objectif de réduire de 50% la consommation en carburant des avions civils (par personne et par kilomètre), et de 80% le taux de rejet en monoxyde de carbone d'ici à 2020 [ARU01]. Cette démarche a été confirmée dans le programme européen du 6<sup>ème</sup> PCRD (2003-2006) à travers la plate-forme technologique POA (Power Optimized Aircraft), portant sur l'optimisation de la gestion de l'énergie embarquée [BAR 04]. Les objectifs sont de réduire de 25% la puissance non propulsive durant certaines phases du vol, et de 5% la consommation en carburant. Par ailleurs, et grâce aux évolutions technologiques, cette démarche est complétée par une recherche de la réduction du poids des appareils (une tonne de charge en moins est synonyme d'une réduction de 80 tonnes de carburant par an [ERN02], ainsi que des coûts de maintenance réduits avec une augmentation de la fiabilité et de la sécurité des systèmes embarqués [NEW03].

De nouvelles solutions apparaissent avec la perspective d'un avion plus électrique (Figure I.7-a). On assiste par exemple au remplacement des actionneurs principalement hydrauliques par des actionneurs électro-hydrauliques (Electro Hydraulic Actuators : EHA), ou électromécanique (Electro Mechanical Actuators : EMA) [CCI03, LAN04]. Ainsi, après la mise en œuvre par Airbus des commandes de vol EHA sur l'A320 en 1980, de nouveaux organes à commande électrique ont été développés pour l'A380. Pour exemple, Hispano-Suiza a participé au développement du système électrique de commande d'inverseur de poussée ETRASR (Electrical Thrust Reverser Actuation System), constituant une première mondiale dans le domaine (Figure I.7-b).



**Figure I.7 : Commande d'inversion de poussée ETRASR et évolution vers l'avion plus électrique (Hispano Suiza).**

Cette évolution est inévitablement associée à une augmentation de la puissance électrique embarquée dans les avions (Figure I-8.a) [AIR05]. A ce jour, la puissance électrique embarquée sur des appareils comme l'A330 est d'environ 400kW, sous 115V/220V AC – 28V DC [LAN04]. Mais de nouveaux appareils, comme l'A380 ou le B787, tendent vers des puissances embarquées encore plus élevées, respectivement de 850kW et 1400kW, sous une tension également plus élevée (270V) afin de limiter le poids des câbles.



**Figure I-8 : Evolution de la puissance embarquée.**

Parmi ces contraintes, le profil des sollicitations thermiques environnementales est défini à partir d'un ensemble de données expérimentales synthétisées dans la norme DO160 pour la qualification des matériels embarqués. Les applications futures dans ce domaine impliquent une amplitude de variation de température de  $-50^{\circ}\text{C}$  à  $+200^{\circ}\text{C}$ .



## 2-5-2 Electronique de puissance dans le domaine automobile

Le marché de l'automobile (avec au niveau mondial 20 millions d'unités), fortement concurrentiel. Ainsi, les constructeurs cherchent à se démarquer en proposant des véhicules communiquant plus confortables, et plus sécurisés. Ces améliorations conduisent à une augmentation significative de la puissance embarquée avec une source d'alimentation toujours limitée à 12V, de par le dimensionnement de l'alternateur, la batterie restant les seules sources d'énergie dans les véhicules [SCH00]. Cette évolution entraîne également un alourdissement du véhicule, lui-même entraînant une augmentation de la puissance de motorisation et donc de la consommation. En opposition à cette évolution, et en complément à l'accord de Kyoto signé en 1997, l'association des constructeurs européens d'automobiles (ACEA) se fixe pour objectif de réduire à moins de 140g/km les émissions de CO<sub>2</sub> (Figure I-9) [HOD04].



Figure I-9 : Evolution de l'émission de CO<sub>2</sub> de l'automobile, et objectif fixe pour 2008[REN05].

Dès lors, les efforts s'organisent pour optimiser la gestion de l'énergie, et rechercher des solutions pour atteindre ces objectifs. Une alternative peut être l'utilisation des composants électriques, qui, associée aux contraintes environnementales (chocs, vibrations, température...) et aux impératifs d'encombrement et de poids, amène à développer des solutions avec des densités de puissance élevées dans des environnements sévères [REN05].

Ainsi, après l'assistance à la traction avec l'alternateur 14 V de 3kW pour la Citroën C3 Stop- Start commercialisé en 2004, les solutions hybrides se font plus présentes. Dans le cas de l'hybridation, la demande de puissance pour la traction électrique nécessite l'utilisation de tensions de plusieurs centaines de volts afin d'obtenir une meilleure gestion de l'énergie

[TOY03]. Le Tableau I-2 montre les évolutions de puissance de la PRIUS, véhicule hybride de Toyota, depuis la 1<sup>ère</sup> commercialisation en 1999 [TOY03].

Version PRIUS	Puissance embarquée pour la traction	Tension du bus continu
PRIUS version 1 (1999)	33 kW	270V
PRIUS version 2 (2004)	50kW	500V

**Tableau I-2 : Evolution de la puissance électrique installée dans la PRIUS I et II [TOY03].**

En plus des contraintes environnementales, l'utilisation des ressources électriques, suivant un profil de mission donné, conduit à un cyclage actif des éléments du convertisseur (puces, assemblage, connexions...). Ces contraintes supplémentaires sont difficiles à évaluer car directement rattachées au mode d'utilisation du véhicule (facteur humain : conduite sportive, économique...), et dans un environnement variable (urbain, autoroute, densité du trafic...). Néanmoins, des profils de mission types existent pour l'évaluation des émissions de gaz ou celle de la consommation en carburant (HyZEM : Hybrid Vehicle Technology approaching efficient Zero Emission Mobility, NMVEG : Motor Vehicle Emission Group) [AND 01]. Mais ceux-ci ne sont pas représentatifs de l'utilisation réelle, et peuvent engendrer des erreurs lourdes de conséquences pour l'évaluation de la fiabilité.

Dans ce contexte, est née une collaboration entre l'INRETS et Renault, dans le but d'évaluer un nouveau cycle de référence, plus proche de la réalité, grâce à l'instrumentation d'un véhicule Renault Kangoo électrique [CAR03]. Cette étude, dont les résultats sont présentes dans la Figure I-10, démontre la sévérité des sollicitations thermoélectriques subies par le convertisseur, avec des mesures de la température de boîtier ( $T_c$  IGBT) et de la température de jonction de l'un des IGBTs ( $T_j$  IGBT) du convertisseur de traction.

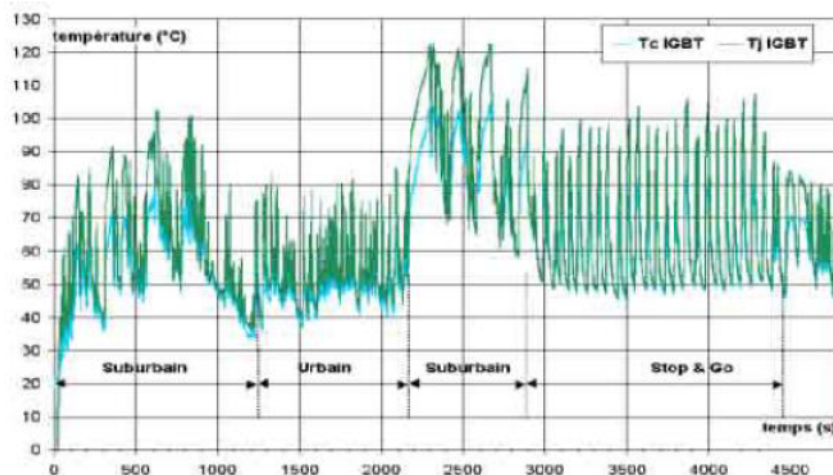


Figure I-10 : Profil des températures d'un IGBT du module de puissance durant son fonctionnement [CAR03].

Or, le développement de l'électronique de puissance dans les véhicules est conditionné par la fiabilité et la sûreté de fonctionnement des matériels, tous deux demeurant des critères incontournables lors des choix technologiques. Ainsi, le déploiement de l'électronique de puissance dans le domaine de l'automobile passe inévitablement par des recherches d'optimisation des systèmes complexes de conversion d'énergie électrique, ceci dans le but d'assurer la fiabilité et la durée de vie des fonctions réalisées [CAR03]. Dans le domaine automobile, l'amplitude en température subie par les module d'électronique de puissance de l'ordre de 100°C, pouvant aller jusqu'à 150°C selon la région d'utilisation, est moins grande que celle du domaine aéronautique, même si elle peut être amenée à croître dans le future.

### 2-5-3 Electronique de puissance dans le domaine du forage

L'utilisation des convertisseurs de puissance dans des conditions sévères nous amène à présenter les applications pour le domaine particulier du forage. L'augmentation du prix du pétrole conduit à optimiser l'exploitation des gisements, avec le développement de solutions pour le forage à l'horizontale (Figure I-11) [BOS98]. Cette alternative permet alors d'améliorer le rendement de l'extraction, tout en réduisant l'impact sur l'environnement.



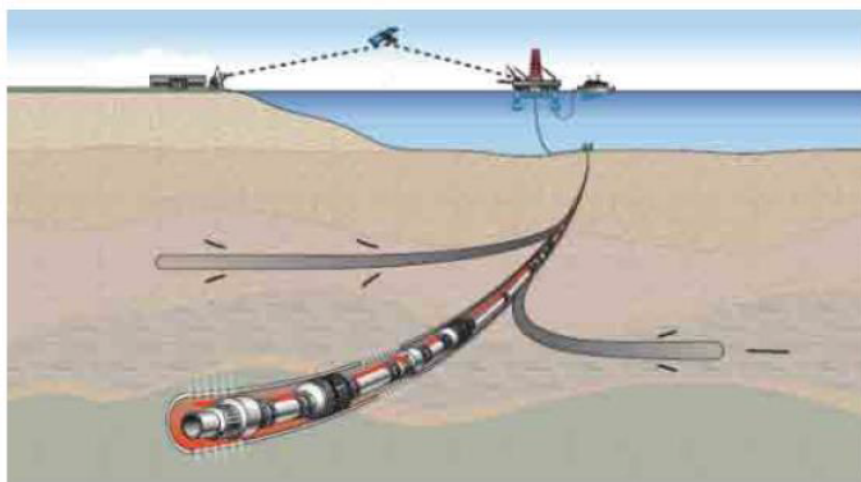


Figure I-11 : Développement d'un système de forage autonome (Schlumberger).

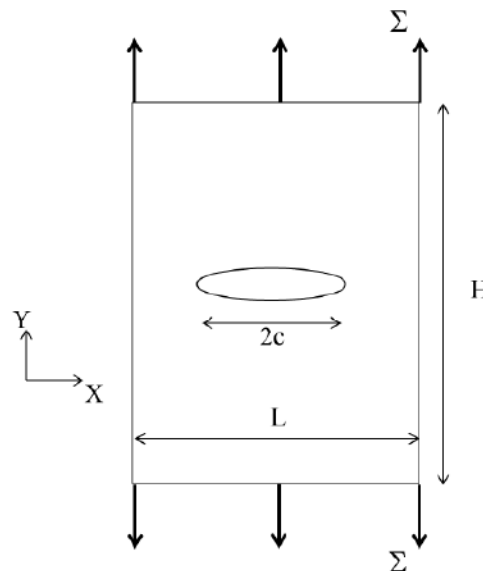
Dans cette perspective, l'intégration des composants de puissance est un moyen de contrôler les actionneurs, d'une puissance de quelques kilowatts sous plusieurs centaines de volts [ECR05], et permettant l'orientation et/ou le déplacement de la tête de forage, à partir d'un même puits principal vers de multiples zones riches en ressources naturelles (Figure I-11).

Il est cependant important de noter la singularité de ce domaine d'emploi, en grande partie conditionné par la définition d'une durée de vie relativement courte (quelques centaines d'heures pour le forage), associée à des niveaux de contraintes sévères, avec une température d'utilisation de l'ordre  $200^{\circ}\text{C}$  et des sollicitations mécaniques extrêmes (qualification des matériels : 10 000 chocs de 250g durant 2ms...) [ECR05, GIN00]. De plus, les produits développés doivent être adaptés à la géométrie particulière des matériels de forage (fût d'un diamètre total de moins de 50 cm), celle-ci conduisant à une intégration élevée des systèmes [SCH02]. Ce domaine d'application est un nouveau défi vers le développement de convertisseurs de puissance adaptés aux conditions environnementales extrêmes [LAS93, CIA05]. Une étude sur l'intégrité mécanique en considérant une amplitude en température de l'ordre de  $200^{\circ}\text{C}$  -  $300^{\circ}\text{C}$  sous cyclage thermique doit ici procurer des indications sur les limites d'utilisation.

Cette présentation de quelques-unes des applications utilisant d'électronique de puissance n'est certes pas exhaustive, mais elle permet de rendre compte de l'importance de développer des systèmes adaptés à la température et aux cyclages thermiques subis dans le cas présent pour évaluer l'intégrité mécanique de l'assemblage.

### 3- Bases de la mécanique de la rupture

La mécanique de la rupture a pour objet l'étude des fissures macroscopiques, la détermination des champs de contrainte et de déformation correspondants. La mécanique de la rupture a été introduite par Griffith en 1920 [GRI20] sur la base des résultats d'Inglis [ING14] pour calculer les contraintes et l'énergie élastique emmagasinée dans une plaque infinie contenant une fissure et soumise à une traction selon la direction perpendiculaire au plan de la fissure. En reprenant le premier principe de la thermodynamique, Griffith [GRI20] s'est intéressé au problème de la rupture dans un milieu élastique fissuré. Il a considéré le chargement schématisé sur la FigureI-12.



FigureI-12 : Géométrie du cas simplifié de chargement d'Inglis.

avec  $H$  la hauteur,  $L$  la largeur et  $B$  l'épaisseur de la plaque d'étude, avec une fissure initiale de longueur  $2c = l$  au centre ( $L, H \gg 2c$ ), la plaque est soumise à ses extrémités à un chargement de traction uniforme  $\Sigma$  perpendiculaire au plan de la fissure. Le chargement peut être à force ou à déplacement imposé.

Inglis [ING14] a montré que l'énergie élastique emmagasinée  $U$  par la plaque contenant une fissure vis-à-vis de celle associée à la plaque sans défaut  $U_0$  s'écrit :

$$U = U_0 - \pi B c^2 \frac{\Sigma^2}{E}, \text{ sous l'hypothèse de contrainte plane} \quad (I-2)$$

où  $E$  est le module d'Young

Dans le cadre des hypothèses de travail (élasticité linéaire, processus quasi-statique et isotherme), deux types d'énergies sont mises lors de la propagation de la fissure, (i) l'énergie potentielle mécanique  $U_{pot}$  dépendant du chargement considéré et de la longueur de la fissure  $l$  et (ii) l'énergie de surface  $U_s$  due à la présence d'une surface libre. Pour une fissure de longueur  $2c=l$  et l'énergie libre par unité de surface  $\gamma$ , l'énergie de surface s'écrit :

$$U_s = 4\gamma c = 2\gamma l. \quad (I-3)$$

L'énergie totale de la plaque contenant une fissure  $l$  apte d'avancer sous un chargement appliqué  $\Sigma$  est :

$$U_{tot} = U_{pot}(l) + U_s(l). \quad (I-4)$$

Par contre la fissure croît d'une longueur  $dl$  afin de minimiser l'énergie de la structure

$$U_{tot}(l) \geq U_{tot}(l + dl). \quad (I-5)$$

Le critère d'amorçage de la propagation de la fissure est fourni par le signe de la quantité

$$\frac{U_{tot}(l + dl) - U_{tot}(l)}{dl} + 2\gamma \quad (I-6)$$

Le taux de restitution d'énergie est donné par

$$Gc = -\frac{dU_{tot}}{dl} = \frac{\pi c}{E} \Sigma^2 \quad (I-7)$$

La valeur " critique" est atteinte lorsque l'énergie restituée est égale à l'énergie de surface créée pour faire croître une fissure  $Gc=2\gamma$  ( $Gc$  étant une caractéristique du matériau indépendante de la géométrie).

$G < G_c \rightarrow$  pas de propagation

$G = G_c \rightarrow$  amorçage de la propagation

si  $\frac{\partial G}{\partial l} < 0 \rightarrow$  propagation stable (I-8)

si  $\frac{\partial G}{\partial l} \geq 0 \rightarrow$  propagation instable

### 3-1 Facteur d'intensité de contrainte $K$

A la suite des travaux de Griffith, des analyses mécanistiques permettent de définir le facteur d'intensité de contrainte sur une fissure pré-existante avec la définition des modes fondamentaux I, II, III. Irwin propose en 1957 [IRW60] d'employer le facteur d'intensité de contrainte pour caractériser le chargement subie par une fissure et définit la ténacité,  $K^{cr}$ , correspond au niveau de chargement nécessaire pour que la fissure se propage.  $K^{cr}$  est une caractéristique du matériau qui peut dépendre de la température et de l'environnement. Ces analyses font l'hypothèse que la surface est libre, ce qui conduit à une singularité des contraintes au fond de fissure.

Dans le cadre de la mécanique élastique isotrope et linéaire de la rupture, l'état de contrainte au voisinage d'une fissure est constitué par la superposition des trois sollicitations caractérisées par trois facteurs d'intensité des contraintes  $K_I$ ,  $K_{II}$  et  $K_{III}$  tels que :

$$\sigma_{ij} = f_{ij}^{(I)}(\theta) \left( \frac{K_I}{\sqrt{r}} \right) + f_{ij}^{(II)}(\theta) \left( \frac{K_{II}}{\sqrt{r}} \right) + f_{ij}^{(III)}(\theta) \left( \frac{K_{III}}{\sqrt{r}} \right) \quad (I-9)$$

Pour un point M repéré par les coordonnées polaires  $(r, \theta)$  par rapport à une extrémité d'une fissure sollicitée en mode I les contraintes principales et les déplacements sont donnés par les équations (Tableau I-4). Nous représentons les valeurs de la ténacité  $K_{Ic}$  (Tableau I-3) des céramiques utilisées pour les assemblages DBC données par l'entreprise Curamik.

Céramique	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	HPS	AlN	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>
Ténacité $K_{Ic}$ [MPa.m <sup>1/2</sup> ]	3,8-4,2	4,5-5	3-3,4	6,5-7

Tableau I-3 : Données de Curamik du facteur d'intensité de contrainte des céramiques utilisées pour les assemblages DBC.

Irwin [IRW60] a établi une relation entre le taux de restitution d'énergie  $G$  et le facteur d'intensité de contrainte  $K_I$ , soit pour le mode I

$$G = \frac{K_I^2}{E'} \quad , \quad (\text{I-10})$$

avec  $E' = \frac{E}{(1-\nu^2)}$  en déformation plane et  $E' = E$  en contrainte plane, où  $E$  est le module

d'Young et  $\nu$  le coefficient de Poisson.

Le facteur d'intensité des contraintes  $K_I$  décrit l'amplitude de la singularité en tête de fissure. Ainsi  $K_I$  étant connu, il est possible de calculer toutes les composantes des contraintes, des déformations et des déplacements autour de la fissure. Inversement, on peut déterminer  $K_I$  en connaissant la contrainte appliquée à l'infini  $\Sigma$  loin de la fissure, le type de chargement et la géométrie. Le facteur de concentration de contrainte s'écrit d'une manière générale

$$K_I = \Sigma_{\infty} \Gamma \left( \frac{a}{W} \right) \sqrt{\pi a}, \quad (\text{I-11})$$

où  $\Gamma$  est une fonction géométrique sans dimensions qui tient compte d'une part des dimensions limitées d'un échantillon ( $W$  la largeur) et d'autre part du type de chargement,  $\Sigma_{\infty}$  est le niveau de contrainte sans présence d'entaille et  $a$  est la longueur de la fissure. La rupture se produit lorsque  $K_I$  atteint une valeur critique  $K_{Ic}$  qui correspond à la ténacité du matériau.

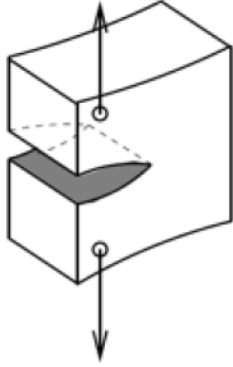
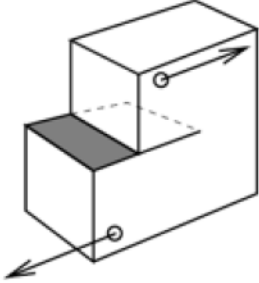
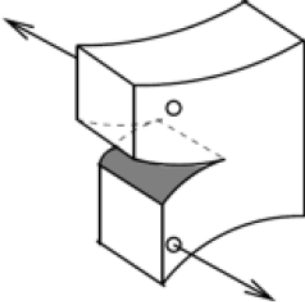
 <p>a. Mode I : ouverture</p>	$\sigma_{11} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$ $\sigma_{22} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$ $\sigma_{12} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}$ $u_1 = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left( \kappa - 1 + 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right)$ $u_2 = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left( \kappa + 1 + 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right)$ <p>avec la constante de Kolosov</p> <p><math>\kappa = 3 - 4\nu</math> en déformations planes</p> <p><math>\kappa = \frac{3-\nu}{1-\nu}</math> en contraintes planes</p>
 <p>b. Mode II : glissement dans le plan</p>	$\sigma_{11} = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left( 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right)$ $\sigma_{22} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$ $\sigma_{12} = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$ $u_1 = \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left( \kappa + 1 + 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right)$ $u_2 = -\frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left( \kappa - 1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right)$
 <p>c. Mode III : glissement antiplan</p>	$\sigma_{13} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2}$ $\sigma_{23} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2}$ $u_3 = -\frac{2K_{III}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2}$

Tableau I-4 : Champs des contraintes et des déplacements au voisinage de l'extrémité de fissure dans les cas des chargements des modes I, II et III



### 3-2 Modèle cohésif pour décrire le mécanisme de rupture

Irwin propose une correction correspondant à une accumulation de ce chargement singulier par déformation plastique. En 1959, Barenblatt [BAR59] propose de prendre en compte une répartition de forces cohésives en pointe de fissure permettant de circonvenir la singularité et dont l'interprétation physique correspond à celle du mécanisme responsable de la fissuration. Par extension, un modèle cohésif permet de prédire la germination d'une fissure. Cette approche est abondamment employée en mécanique des matériaux à partir de 1987 avec les travaux de Needleman [NEE87] qui propose un lien entre les forces de cohésion à l'échelle atomique et la description par zone cohésive à l'échelle continue. Depuis, si le mécanisme de rupture est localisé, une description du processus de rupture avec un modèle cohésif est utilisée pour prédire les conditions macroscopiques de propagation. De plus, une description cohésive permet d'incorporer une longueur intrinsèque dans la description qui permet d'évaluer des effets de taille, par exemple celui de la taille des grains ou ici celui d'épaisseur des couches constituant l'assemblage, en particulier  $J = \Phi_{sep}$ .

Le modèle de Dugdale [DUG60] présenté en Figure I-13 constitue un cas particulier des travaux de Barenblatt. L'idée est de considérer que la surface de l'entaille est soumise à une répartition de force cohésive, dont la valeur maximum ne saurait excéder une traction critique, au-delà l'endommagement par décohésion apparaît. Dugdale considère une répartition uniforme de la contrainte normale  $\sigma_c$  en fond d'entaille, prise égale à la limite élastique du matériau. L'étendue  $\Lambda_c$  des forces cohésives est obtenue par la condition

$$K_I^\infty + K_I^{fermeture} = 0, \text{ en } x = \pm a \quad (\text{I-12})$$

avec  $K_I^{fermeture}$  correspond au facteur d'intensité des contraintes du problème avec les forces cohésives, sans le chargement extérieur  $\Sigma$ . L'étendue de la zone cohésive est [DUG60]

$$\Lambda_c = \frac{\pi}{8} \left( \frac{K_I^\infty}{\sigma_c} \right)^2 . \quad (\text{I-13})$$

La longueur  $\Lambda_c$  est supposée petite vis-à-vis des autres dimensions du problème pour observer une zone autour de l'entaille où les champs de déplacement sont gouvernés par les équations du Tableau I-4.

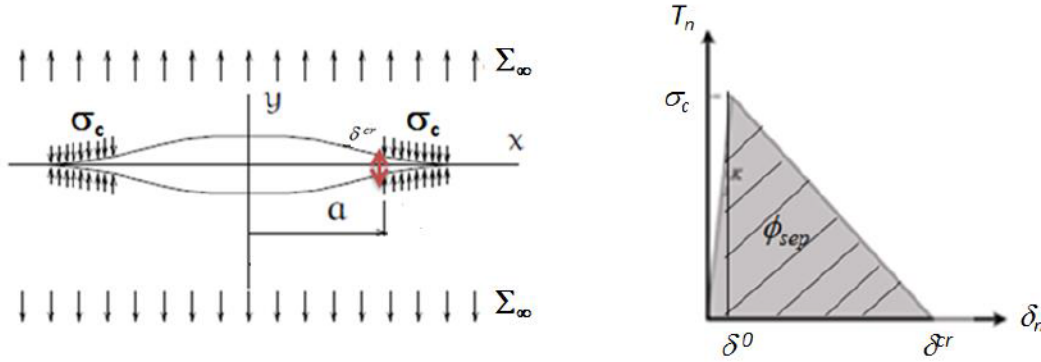


Figure I-13 : Description de Dugdale du modèle cohésif.

L'utilisation d'une loi cohésive contrainte-ouverture Figure I-13.b établit un lien direct avec la mécanique de la rupture.  $\sigma_c$  est la valeur de la contrainte d'amorçage d'endommagement selon la direction normale au plan de la surface cohésive et  $\delta^{cr}$  est l'ouverture correspond à l'apparition d'une fissure locale. L'énergie consommée lors de la rupture d'une unité de surface cohésive est donnée par l'aire sous la courbe  $T_n - \delta_n$ , avec (n) correspond à la composante normale au plan de la surface cohésive et définit le travail nécessaire à la création de deux surfaces. L'énergie de séparation s'écrit

$$\Phi_{sep} = \int_0^{\delta^{cr}} \frac{1}{2} T_n d\delta_n = Gc = \frac{K_{Ic}^2}{E'} \quad (I-14)$$

A partir des travaux de Barenblatt [BAR59], une démarche micromécanique s'attache à définir des modèles cohésifs physiquement fondés, représentant un mécanisme de fissuration à partir d'une analyse locale de la rupture. Cette approche sera retenue pour la modélisation de la rupture interfaciale entre cuivre-céramique. En effet, une description avec un modèle cohésif introduit une longueur caractéristique intrinsèque au mécanisme de rupture ( $\delta^{cr}, \Lambda_c$ ) qui permet d'étudier des effets de tailles (notamment l'épaisseur de la couche du cuivre).

### 3-3 Propagation de fissure par fatigue

L'application d'un chargement cyclique (d'amplitude constante ou variable) à une pièce se traduit par l'apparition d'un dommage qui comprend à trois stades (Figure I-14)

- **Stade I:** si le chargement est en dessous d'un certain seuil, la fissure ne se propage pas au niveau macroscopique. On réalise dans ce cas l'essai de détermination du seuil de propagation de fissure. La grandeur considérée est en quelque sorte l'équivalent de la limite de fatigue déterminée sur éprouvette lisse.
- **Stade II:** la fissure se propage « le plus souvent » dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué. L'essai de mesure de vitesse de propagation de fissure se rapporte principalement au régime correspondant au stade II.
- **Stade III:** il correspond au cas de chargements élevés pour lesquels une déchirure se produit dans le matériau. Les vitesses de propagation rapides observées dans ce domaine conduisent rapidement à la rupture de la pièce. Les mesures de vitesses relatives à ce domaine ne sont mises en œuvre que dans le cas de problèmes bien spécifiques.

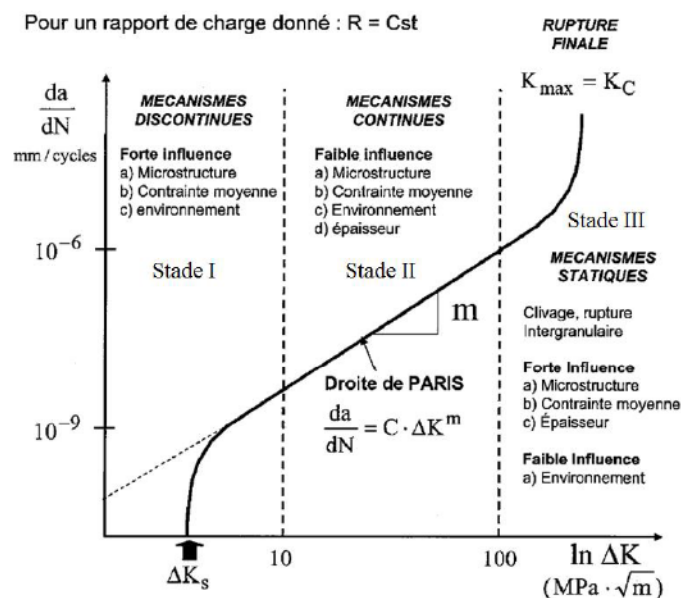


Figure I-14 : Représentation schématique des trois stades de la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte.

La rupture par fatigue est le phénomène de la fissuration successive d'une fissure sous chargement cyclique passant par les stades décrits auparavant. La compréhension de ce phénomène réside dans l'étude de la vitesse de propagation des fissures par fatigue. Les modèles qui sont proposés pour décrire la propagation d'une fissure devront tenir compte de tous les paramètres qui conditionnent cette propagation dans un matériau donné. A partir des concepts de la mécanique de la rupture, Paris et al.[PAR63] se sont livrés à l'analyse suivante : les contraintes au voisinage d'une fissure, au cours d'un cycle de fatigue, sont connues dès que l'on connaît les valeurs minimale  $K_{min}$  et maximale  $K_{max}$  du (f.i.c)  $K$  au cours de ce cycle; on peut en conclure que tout phénomène se produisant dans la zone du voisinage de la pointe d'une fissure est contrôlé par ces deux paramètres, en particulier la vitesse de fissuration, et on doit avoir:

$$\frac{da}{dN} = f(K_{min}, K_{max})$$

si on pose  $\Delta K = K_{min} - K_{max}$

$$R_s = \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad (I-15)$$

On obtient :

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R_s)$$

En première approximation, on considère une fissure qui se propage sous l'effet d'un programme de charge simple pour lequel  $R_s$  est constant, et l'expérience montre que pour la majorité des matériaux métalliques, la loi peut s'écrire sous la forme d'une loi de puissance:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (I-16)$$

où  $\Delta K$  est la variation du facteur d'intensité de contrainte, fonction du chargement ( $F_{max} - F_{min}$ ) ; de la longueur de fissure, de la géométrie globale de la pièce et locale de la fissure.  $C$  et  $m$  sont deux constantes caractéristiques du matériau. Cette loi est communément appelée la loi de Paris. Elle est d'un intérêt pratique considérable pour l'ingénieur : tout essai de fissuration donne lieu à un dépouillement qui permet d'obtenir la loi de Paris du matériau. Cette relation n'est applicable que dans les cas où les conditions de la mécanique linéaire de la rupture sont

respectées. Elle concerne le stade II de la fissuration et s'applique dès lors que la longueur de la fissure est plus grande que celle caractéristique de la microstructure.

### 3-4 Fissuration interfaciale et mixité modale

La caractérisation de la durabilité des assemblages DBC passe par la détermination de l'état de l'interface céramique/cuivre au cours du fonctionnement du composant électronique de puissance. Dans notre approche, nous privilégierons la caractérisation de l'énergie interfaciale pour prédire l'intégrité mécanique de l'assemblage.

#### 3-4-1 Fissuration interfaciale

D'un point de vue microscopique, la force de la liaison à l'interface est caractérisée par le travail d'adhésion. Un assemblage de deux matériaux dissimilaires le long d'une interface sollicité en mode ouverture subi un chargement mixte ( $\frac{K_{II}}{K_I} \neq 0$ ) le long de l'interface. Cet effet est caractérisé par les coefficients de Dundurs [DUN69] et s'ajoute à un chargement mixte macroscopiquement, d'ouverture pour une configuration DBC ou mixte dans le cas d'un essai de flexion quatre points par exemple. Nous rappelons ici les principaux résultats de mécanique de la rupture pour une fissure débouchant le long d'une interface entre deux matériaux élastiques linéaires distincts. Le problème considéré est schématisé en Figure I-15.

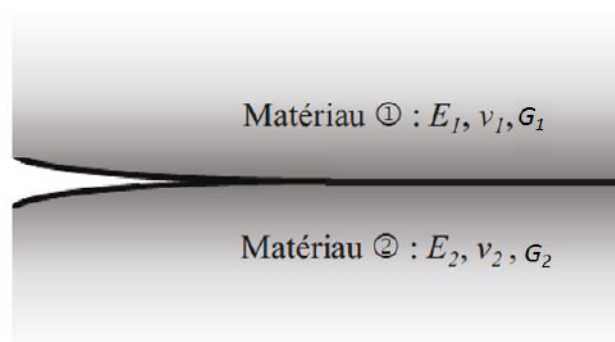


Figure I-15 : Représentation d'une fissure à l'interface entre deux matériaux



Dundurs [DUN69] a montré que pour ce type de problème la solution en pointe de fissure est gouvernée par

$$\alpha = \frac{\mu_1(1-\nu_2) - \mu_2(1-\nu_1)}{\mu_1(1-\nu_2) + \mu_2(1-\nu_1)} \quad (\text{I-17})$$

et

$$\beta = \frac{1}{2} \frac{\mu_1(1-2\nu_2) - \mu_2(1-2\nu_1)}{\mu_1(1-\nu_2) - \mu_2(1-\nu_1)}$$

avec  $\mu$ : module de cisaillement des matériaux 1 et 2.

$\nu$  : coefficient de Poisson des matériaux 1 et 2.

La valeur de  $\alpha$  et  $\beta$  étant liées pour la plupart des assemblages. Pour un couple de matériaux, on peut écrire le champ de contrainte agissant sur l'interface à une distance  $r$  du front de fissure.  $K_I$  et  $K_{II}$  sont des facteurs d'intensité de contrainte qui dépendent des charges appliquées et de la forme des assemblages.

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{\text{Re}[Kr^{i\varepsilon}]}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^I(\theta, \varepsilon) + \frac{\text{Im}[Kr^{i\varepsilon}]}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{II}(\theta, \varepsilon)$$

avec  $K = K_I + iK_{II}$

$$G = \frac{1-\beta^2}{E^*} (K_I^2 + K_{II}^2), \quad (\text{I-18})$$

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{2} \left( \frac{1}{E_1'} + \frac{1}{E_2'} \right)$$

Pour  $\theta=0$ , nous avons

$$\sigma_{22} + i\sigma_{12} = \frac{(K_I + iK_{II})r^{i\varepsilon}}{\sqrt{2\pi r}} \quad (\text{I-19})$$

avec

$$\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \left[ \frac{1-\beta}{1+\beta} \right]$$

et le long de l'interface le rapport entre les contraintes normale et tangentielle dépendant de  $r$ . il est alors nécessaire d'incorporer une longueur caractéristique  $l$  pour définir la mixité modale

$$\psi = \text{Arctan} \left\{ \frac{\sigma_{21}(r=l)}{\sigma_{22}(r=l)} \right\}. \quad (\text{I-20})$$



Dans la pratique,  $\beta \approx 0$  induit  $\varepsilon \rightarrow 0$  [HUT87] et l'on retrouve la définition de la mixité modale liée au chargement extérieur.

### 3-4-2 Essais de caractérisation de l'interface

Pour caractériser la fissuration interfaciale, Il est nécessaire de mettre en œuvre plusieurs essais de quantification de la ténacité interfaciale, correspondant à différentes mixités modales [BRA 12]. Pour quantifier l'adhérence interfaciale, les essais utilisés doivent mesurer une énergie critique de propagation d'une fissure interfaciale, indépendamment des conditions de son amorçage, c'est-à-dire lors de sa propagation stable. L'éprouvette testée doit donc comporter une pré-fissure. Les pré-fissures sont généralement obtenues par des moyens mécaniques, mais peuvent aussi être introduites aux interfaces d'un multicouche, par une contamination localisée durant la phase d'élaboration. Parmi les essais disponibles, la configuration de flexion 4 point apparaît intéressante dans la mesure où la propagation de la fissure peut être contrôlée et progresser sous un chargement constant. La mixité modale est de l'ordre de 40-50° qui correspond dans la pratique à des conditions de propagation voisines de celle en mode I. Cette configuration sera présentée et détaillée au chapitre III.

#### 4- Conclusion

L'électronique de puissance est utilisée dans de nombreux domaines industriels et des besoins de fonctionnement pour des amplitudes de température plus grandes que celles employées aujourd'hui sont requises dans des secteurs particuliers comme des transports ou du forage pétrolier. Par exemple en aéronautique, l'objectif est de remplacer les réseaux pneumatiques et hydrauliques par des modules de puissance afin de réduire le poids des avions de 20% et donc de diminuer leur consommation de carburant. L'emploi massif de systèmes d'électronique de puissance nécessite donc de pouvoir les placer dans des zones de plus en plus chaudes tout en résistant à des cycles thermiques dont le nombre peut correspondre à une durabilité de 30 ans. L'assemblage cuivre – céramique constitue la partie principale du composant électronique de puissance. Afin de modéliser son comportement thermomécanique, les lois de comportement du cuivre et de la céramique constituant l'assemblage sera d'abord considéré. L'analyse de la fissuration interfaciale et sa description dans la cadre d'un modèle cohésif sera alors conduite. L'ensemble permettra d'aborder la problématique de ce travail : évaluer l'intégrité mécanique de l'assemblage sous chargements thermiques cycliques, depuis la température à laquelle l'assemblage est réalisé.



## Bibliographie

- [ACEA]. (1998). Association des Constructeurs Européens d'Automobiles ([www.acea.be](http://www.acea.be)).
- [AIR05]. (2005). Air&Cosmos, Le 787 une étape majeure vers l'avion électrique, Air et Cosmos, Vol. N°2000, Octobre 2005, pages : 44-45.
- [ALH92]. (1992). A. Alhamany, J. Chicois, et al., Effet Bauschinger lors de la plasticité cyclique de l'aluminium pur mono cristallin. Journal Physique III, Vol. 2., 1491-1508.
- [AND01]. (2001). M. André, European Development of Hybrid Technology approaching efficient Zero Emission Mobility (HYZEM) - Driving patterns analysis and driving cycles. INRETS Report.
- [ARU01]. (2001). P. Ariëlles, M. Bisquin, et al., European Aeronautics: A vision for 2020. Luxembourg, Office for Official Publications of the European Communities.
- [BAR04]. (2004). F. Barruel, J. L. Schanen and al., Volumetric Optimization of Passive Filter for Power Electronics Input Stage in More Electrical Aircraft. Conférence EPE, Aachen, Allemagne, 433-438.
- [BAR59]. (1959). G.I. Barenblatt, Concerning equilibrium cracks forming during brittle fracture. The stability of isolated cracks. Relationships with energetic theories. PMM. Vol 23, No:5, 893-900.
- [BER87]. (1987). J.C. Bernier, Chimie des interfaces métal/céramiques = Chemistry of metal/ceramic interfaces. Industrie céramique, 569-575.
- [BOS98]. (1998). S. Bosworth, H. S. El-Sayed and al., "Key Issues in Multilateral Technology". Oilfield Review.
- [BOU07]. (2007). M. Bouarroudj, Z. Khatir, J.P. Ousten, F. Badel, L. Dupont, S. Lefebvre, 'Degradation behavior of 600V–200A IGBT modules under power cycling and high temperature environment conditions'. Microelectronics Reliability.
- [BOU08]. (2008). M. BOUARROUDJ, Etude de la fatigue thermomécanique de modules électroniques de puissance en ambiance de températures élevées pour des applications de traction de véhicules électriques et hybrides,. Thèse de doctorat, ENS Cachan,.
- [BRA12]. (2012). M. Braccini, M. Dupeux, Mécanique des interfaces solides. (Hermès Science Publication, Éd.) Mécanique et Ingénierie des Matériaux: Lavoisier.
- [BUR73]. (1973). J.F. Burgess, C.A. Neugebauer, Direct Bonding of Metals with a Metal-gas Eutectic. U.S. Patent US 3744120.
- [BUR75]. (1975). J.F. Burgess, C.A. Neugebauer, G. Flanagan. J. Electrochem. Soc. , 688-690.

- [BUT07]. (2007). Buttay, C. et al.. High performance cooling system for automotive inverters . Proc. Eur. Conf. Power Electronics and Applications, 1-9.
- [CAM02]. (2002). P.P. Camanho and C.G. Dávila, Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials. NASA/TM.
- [CAR03]. (2003). S. Carubelli, Thèse : Contribution à l'identification et à l'estimation des contraintes de fatigue thermique des convertisseurs intégrés pour la traction électrique. Nancy 1.
- [CCI03]. (2003). Chambres de Commerce et d'Industrie Rhône-Alpes, Bilan et perspectives pour la mécanique et l'électronique dans l'industrie aéronautique. Bulletin de veille N°2, Extrait de l'étude "Mécanique et électronique dans l'aéronautique.
- [CIA05]. (2005). M. Ciappa, "Lifetime Prediction on the Base of Mission Profiles". Microelectronics Reliability, Vol. 45, 1293–1298.
- [COM77]. (1977). M. Comninou, the interface crack, . J. appl. Mech., 631-636.
- [COU86]. (1986). M. Courbiere, D. Treheux, C. Beraud, C. Esnouf, G. Thollet, G. Fantozzi, . Le Journal De Physique Colloques 47.
- [CUR13]. (2013). Curamik Ceramic Substrat, DBC technology, Rogers Corporation.
- [DUG60]. (1960). D.S. Dugdale, Yielding of steel sheets containing slits. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 100-104.
- [DUN69]. (1969). J. Dunders, Edge-bonded dissimilar orthogonal elastic wedges under normal and shear loading . ASME J. app. mech., 650-652.
- [DUP06]. (2006). L. Dupont, Z. Khatir, S. Lefebvre, S. Bontemps, Effects of metallization thickness of ceramic substrates on the reliability of power assemblies under high temperature cycling. Microelectronics Reliability, vol. 46, 1766–1771.
- [DUP06b]. (2006). L.Dupont, S. Lefebvre, Z. Khatir, S. Bontemps, Evaluation of Substrate Technologies under High Temperature Cycling. Integrated Power Systems (CIPS), 4th International Conference on Naples Italy.
- [ECR05]. (2005). Réunion Ecrin du 24 juin , le développement de l'électronique de puissance dans le domaine du forage, Schlumberger.
- [ERN02]. (2002). Ernst and Young, "Vision du marché aéronautique et spatial", Rapport, Aéronautique Rhône-Alpes, DRIRE Rhône-Alpes. Conseil Régional Rhône-Alpes, 1-57.



- [EVA89]. (1989). A.G. Evans, B.J. Dalgleish, M. He, J.W. Hutchinson, On crack path selection and the interface fracture energy in bimaterial systems. *Acta Metallurgica*, 3249-3254.
- [FUJ98]. (1998). T. Fujimura, S.-I. Tanaka, In-situ high temperature X-ray diffraction study of CuAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub> interface reactions,. *Acta Materialia* 46 3057.
- [GIN00]. (2000). B. Gingerich, P. Brusius, Application Targeted by Reliable High Temperature Electronics. Conference HITEC.
- [Grif20]. (1920). A.A. Griffith, 'The phenomena of rupture and flow of solids. *Phil. Trans. Roy. Soc. London*.
- [GUI92]. (1992). J. Guinet, J.-C. Hubert, J. Jarrige, J. Mexmain, J.-P. Michelet, Method of Bonding a Sheet of Metal, Such as Copper, on an Aluminum Nitride Substrate. U.S. Patent US 5.150.830.
- [GUI94]. (1994). V. GUIPONT, Déterminations expérimentales de contraintes résiduelles au sein d'assemblages céramique/métal réalisés par brasage: Application au couple nitrure de silicium/acier doux. Lyon: Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon.
- [HE91]. (1991). M.Y. He, F.E. Heredia, D.J. Wissuchek, M.C. Shaw, A.G. Evans, The mechanics of crack growth in layered materials. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1223-1228.
- [HOD04]. (2004). I. Hodac, "CO<sub>2</sub> Emission Reductions - Status and Way Forward". European Automobile Manufacturers Association.
- [HUT87]. (1987). J.W. Hutchinson, M.E. Mear, J.R. Rice, Crack paralleling an interface between dissimilar materials. *J. app. Mech.*, 828-832.
- [Hut91]. (1991). J.W. Hutchinson, Z. Suo, Mixed mode cracking in layered materials. *Advances in Applied Mechanics*, 29, 63-191.
- [Irw54]. (1954). G.R. Irwin, J.A. Kies, "Critical energy release rate analysis of fracture strength. *Welding Research supplement*, 193-198.
- [IRW65]. (1965). F.A. McClintock, G.R. Irwin, Fracture toughness testing and its applications. Philadelphia: ASTM, NASA.
- [JAR07]. (2007). J. Jarrige, T. Joyeux, J.P. Lecompte, J.C. Labbe, Comparison between two processes using oxygen in the Cu/AlN bonding. *Journal of the European Ceramic Society*, 337-341.

- [JOH07]. (2007). M. Johnson et P. Palmer, A Joint IeMRC-EEPKN Power-electronics Roadmap, ISBN 1-84402-063-0. [www.integratedproductskn.org.uk/technology-watch/technology-roadmapping/pdf/Power\\_Electronics\\_Roadmap\\_2007.pdf](http://www.integratedproductskn.org.uk/technology-watch/technology-roadmapping/pdf/Power_Electronics_Roadmap_2007.pdf).
- [KAN03]. (2003). W. Kanert, H. Bettmer and al., Reliability aspect of semiconductor devices in high temperature applications. ESREF conference.
- [KIT07]. (2007). Charles Kittel. Physique de l'état solide. . Dunod, 8eme edition.
- [LAN04]. (2004). O. Langlois, E. Foch, et al., De l'avion plus électrique à l'avion tout électrique: état de l'art et prospective sur les réseaux de bord. Conference Journées EEA Section électrotechnique, Cergy-Pontoise, Club EEA.
- [LAS93]. (1993). J. Lasseur, Utilisation de composants électroniques en haute température : cas de l'industrie de la recherche pétrolière. L'onde Electrique, Vol. 73 N°6, 64-68.
- [LEG11]. (2011). <<http://www.legrenelle-environnement.gouv.fr/>>, Rapport technique.
- [LEM09]. (2009). Jean Lemaître, Jean-Louis Chaboche, Ahmed Benallal and Rodrigue Desmorat. Mécanique des matériaux solides. Dunod, 3eme edition.
- [LEM09]. (2009). Jean Lemaître, Jean-Louis Chaboche, Ahmed Benallal and Rodrigue Desmorat. Mécanique des matériaux solides. . Dunod, 3eme edition.
- [LIF56]. (1956). E. M. Lifshitz, The theory of molecular attractive force between solids. Soviet Physics.
- [LLM00]. (2000). Laboratoire LM3/MET-X, Détermination des contraintes résiduelles par diffractions des rayons X. ENSAM, Paris.
- [MIT99]. (1999). G. Mitic, R. Beinert, et al., Reliability of AlN Substrates and their Solder Joints in IGBT Power Modules. Microelectronics Reliability, , Vol. 39, 1159-1164.
- [NEE87]. (1987). Needleman A. A Continuum Model for Void Nucleation by Inclusion Debonding. J. Appl. Mech. 54,525-531.
- [NEW03]. (2003). D. R. Newcombe, L. Coulbeck, et al., Reliability and Thermal performance of IGBT plastic Modules for More Electric Aircraft. Conference IPSD.
- [NIN03]. (2003). H. Ning, J. Ma, et al., "Preoxidation of the Cu Layer in Direct Bonding Technology",. Applied Surface Science.
- [O'BR74]. (1974). T.E. O'BRIEN, A.C.D. CHAKLADER, Effect of Oxygen on the Reaction Between Copper and Sapphire. Journal of the American Ceramic Society 57, 329-332.
- [PAR63]. (1963). Paris P.C., Erdogan F.A, A critical analysis of crack propagation laws. Transactions of the American society of Mechanical Engineers-Series D, 528-534.

- [REN05]. (2005). F. Renken and R. Knorr, High Temperature Electronic for Futur Hybrid Powertrain Applications. Conférence EPE, Dresen.
- [ROM09]. (2009). M. Romero de la Osa, Modélisation de la fissuration lente d'une céramique technique de type ferrite. thèse, INSA-Lyon.
- [SCH00]. ( 2000). J. Schultz-Harder and K.Exel "Process for producing a Ceramic-Metal Substrate". Curamik Electronics GmbH.
- [SCH00]. (2000). H. P. Schöner, P. Hille, Automotive Power – New Challenges for Power Electronics. IEEE.
- [SCH00]. (2000). J. Schultz-Harder and K. Exel, Process for producing a Ceramic-Metal Substrate. Curamik Electronics GmbH, Germany, Number of Patent Version: 6,093,443.
- [SCH00b]. (Singapour). J. Schultz-Harder, DCB Substrates as a Base for Power MCM's. Conférence EPTC, Vol.3, 315-320.
- [SCH02]. (2002). Schlumberger, Complete series of rotary steerable systems for reduced well construction cost. Power Drive Xtra Series.
- [SCH03]. (2003). Jurgen Schulz-Harder, Advantages and new development of direct bonded copper substrates. Microelectronics Reliability, vol. 43, 359–365.
- [SUN76]. (1976). Y.S. Sun, J.C. Driscoll, A New Hybrid Power Technique Utilizing a Direct Copper to Ceramic Bond. IEEE Trans. Electron Devices 23, 961-967.
- [THE00]. (2000). J. M. Thébaud, E. Woïrgard, et al., Thermal Fatigue Reistance Evaluation of Solder Joints in IGBT Power Modules for Traction Applications. Conference PESC, Galway, Irland.
- [TOY03]. (2003). Toyota, Toyota's Develops New Hybrid System, High-voltage Control Architecture Increases Efficiency. Toyota.
- [TRU99]. (1999). K.P. Trumble, Prediction of a critical temperature for aluminate formation in alumina/copper-oxygen eutectic bonding. Journal of the American Ceramic Society 82, 2919-2920.
- [WEST39]. (1939). H.M.Westergaard, Bearing pressure and cracks. Journal of applied mechanics, Vol 6, , 49-53.
- [YOS89]. (1989). Y. Yoshino, Role of Oxygen in Bonding Copper to Alumina . Journal of the American Ceramic Society 72, 1322-1327.



---

---

## **Chapitre II : Caractérisation mécanique des constituants de base de l'assemblage DBC**

---

---





<b>Chapitre II : Caractérisation mécanique des constituants de bases de l'assemblage DBC</b>	<b>71</b>
1- Introduction	75
2- Caractérisation mécanique du cuivre constituant le DBC	76
2-1 Extraction de la couche du cuivre du DBC	76
2-2 Réponse de la couche du cuivre en traction uniaxiale (monotone et répétée)	77
2-2-1 Conditions d'essais	78
2-2-1-1 Réponse force - déplacement	79
2-2-1-2 Mesure du champ de déformation par corrélation d'images	80
2-2-2 Détermination de la courbe de contrainte - déformation	82
2-2-3 Identification du module d'Young $E$ , coefficient de Poisson $\nu$ et la limite élastique $\sigma_y$	83
2-2-4 Identification de la réponse plastique	84
2-2-4-1 Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire - <i>Armstrong Frederick</i>	87
2-2-4-2 Vérification pour une réponse monotone	89
2-3 Bilan	89
3- Caractérisation du comportement élastique fragile de la couche de céramique	90
3-1 Essais de flexion trois points	90
3-2 Propriétés élastiques de la céramique	91
3-3 Analyse statistique de la rupture	95
3-4 Modèle de Weibull	96
3-5 Identification des paramètres du modèle de Weibull ( $\sigma_0$ et $m$ )	98
4- Conclusion	103
Bibliographie	105



## 1- Introduction

---

Les assemblages cuivre - céramique sont soumis à des cycles thermiques aujourd'hui entre  $-55^{\circ}\text{C}$  et  $150^{\circ}\text{C}$  et à terme entre  $-50^{\circ}\text{C}$  et  $+250^{\circ}\text{C}$ . Le long des coins et des arêtes des interfaces cuivre - céramique des concentrations de contraintes peuvent apparaître en relation avec le désaccord entre les coefficients de dilatation thermique des couches de cuivre et de céramique amplifiées par un contraste des propriétés mécaniques, la réponse du cuivre étant potentiellement élastoplastique, celle de la céramique étant élastique fragile.

L'objectif de ce chapitre est de caractériser mécaniquement le comportement du cuivre et celui de la céramique. Les informations obtenues ici seront utilisées pour identifier le comportement de l'interface au chapitre 3 et la réponse de l'assemblage soumis à des cycles thermiques au chapitre 4.

Nous débutons par la caractérisation du comportement élastoplastique du cuivre puis présentons celui de la céramique.

---

## 2- Caractérisation mécanique du cuivre constituant le DBC

L'objectif de ce paragraphe est d'identifier une loi de comportement élastoplastique à écrouissage cinématique caractéristique de la réponse mécanique du cuivre.

### 2-1 Extraction de la couche du cuivre du DBC

Le matériau utilisé est fourni par la société *Curamik®*, qui l'utilise pour réaliser les assemblages cuivre – céramique d'électronique de puissance. Le cuivre à caractériser est fourni sous la forme de plaques de 0.3 mm d'épaisseur. Cependant, nous distinguons trois types de cuivre selon l'histoire thermique qu'il a subi :

- Le cuivre de type CU3 se présente sous forme d'une plaque brute de fabrication avant de réaliser le collage et les traitements thermiques associés.
- Le cuivre de type CU2 a subi l'histoire thermique liée au procédé, mais n'a pas été assemblé avec la céramique.
- Le cuivre de type CU1 est extrait de l'assemblage DBC avec tout le traitement thermique notamment l'étape de collage. Pour l'extraire du DBC, la céramique a été dissoute par la soude à 100°C.

Des éprouvettes haltères sont préparées par électroérosion à partir de plaques de 138 x 190 mm<sup>2</sup>. A noter que l'épaisseur de 0,3 mm rend la découpe délicate. Les dimensions des éprouvettes haltères sont données en (Figure II-1) et les trois échantillons testés sont présentés en (Figure II-2). On remarque que la couleur des échantillons CU1 et CU2 ayant subi les traitements thermiques d'assemblage et celle de CU3 sont distinctes, indiquant que la microstructure l'est également.



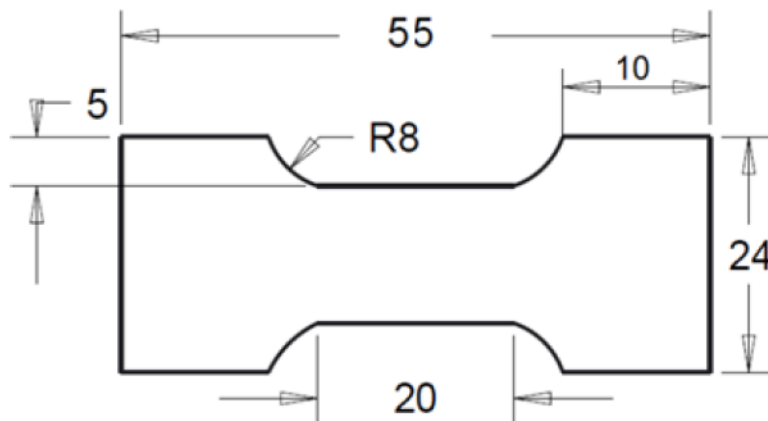


Figure II-1 : Géométrie d'éprouvette de traction découpée par électroérosion

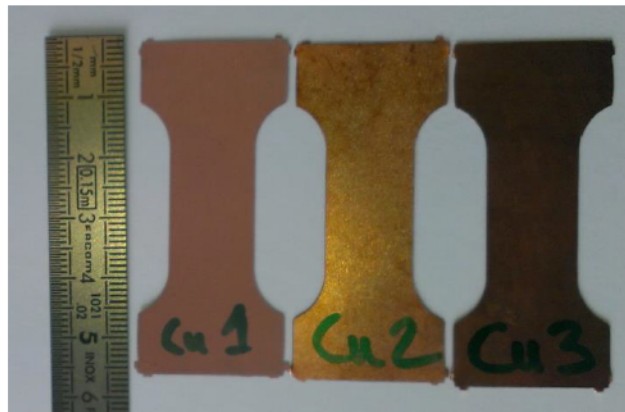


Figure II-2 : Éprouvettes de traction des trois cuivres qui ont subi une histoire thermomécanique différente.

## 2-2 Réponse de la couche du cuivre en traction uniaxiale (monotone et répétée)

Pour chacun des trois types de cuivre, nous identifions les propriétés élastiques et plastiques à partir d'un essai de traction uniaxiale, puis pour un changement de traction répétée afin d'explorer le cas de sollicitations cycliques.

### 2-2-1 Conditions d'essais

Les essais de traction uniaxiale, monotone ou répétée, sont menés à température ambiante sur une machine de traction Zwick / Roell modèle 1455 (Figure II-3) disposant d'une cellule de force de 20kN. En charge ou en décharge, la vitesse de déplacement de la traverse est fixée à  $\dot{U} = 1 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$  ce qui correspond à une vitesse de déformation de la zone utile  $\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{U}}{L_0} = 5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ . Un mouchetis est déposé sur la surface de l'échantillon pour mesurer par corrélation d'image le champ de déplacement dans la zone utile et en extraire le champ de déformation (pour cela, nous utilisons le logiciel de corrélation d'images Ufrekles/Mic de J. Réthoré [RET.11]). Ces mesures sont employées pour obtenir la courbe contrainte – déformation et les caractéristiques élastiques et plastiques.



Figure II-3 : Dispositif d'analyse d'images pendant l'essai de traction.

### 2-2-1-1 Réponse force - déplacement

Nous reportons sur Figure II-4 les courbes force- déplacement obtenues pour chaque type d'éprouvette de cuivre. Nous observons que la réponse des éprouvettes (CU1, CU2) ayant subi les traitements thermiques, avec ou sans collage, est comparable. En revanche celle brute de livraison possède une limite élastique plus élevée et un allongement maximum à rupture plus petit que celle observée sur les nuances CU1 et CU2. Cette dernière nuance (CU3) est vraisemblablement écrouie alors que les éprouvettes (CU1, CU2) ont apparemment subi une restauration. Dès lors, il apparaît nécessaire de travailler avec des couches de cuivre ayant subi l'ensemble du traitement thermique comme la nuance CU1. Cependant, nous observons que le comportement global de la nuance CU2, qui n'a pas subi le collage est proche de celui de CU1. Cette nuance CU2, facile à identifier, car ne nécessitant pas l'extraction du cuivre de l'assemblage à 100°C avec de la soude, pourrait être utilisée pour l'identification du comportement élastique – plastique. En revanche, la nuance CU3 ne correspond pas au cuivre constituant l'assemblage DBC.

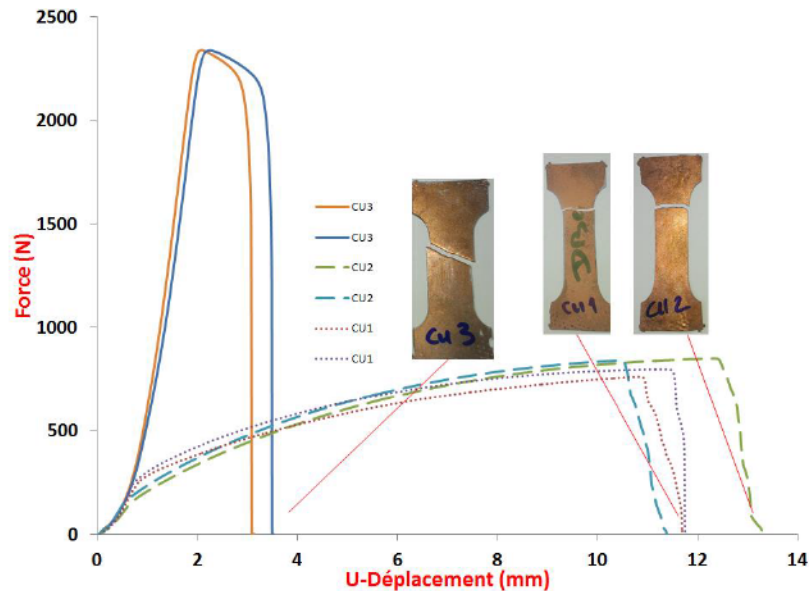


Figure II-4 : Courbes force déplacement des nuances de cuivre en traction uniaxiale monotone.

Lors des essais de traction, nous avons observé que la striction avant rupture est quasiment négligeable et la déformation se localise rapidement jusqu'à atteindre la rupture. Elle apparaît juste avant la ruine sous forme de bandes de striction à 45° par rapport à la

direction de traction pour le cuivre CU3. Dans le cas de CU1 et CU2, une surface de rupture perpendiculaire à l'axe de traction est observée.

### 2-2-1-2 Mesure du champ de déformation par corrélation d'images

À partir des enregistrements simultanés de la force et de l'acquisition d'images au cours de chargement, nous pouvons obtenir la courbe contrainte - déformation correspondante.

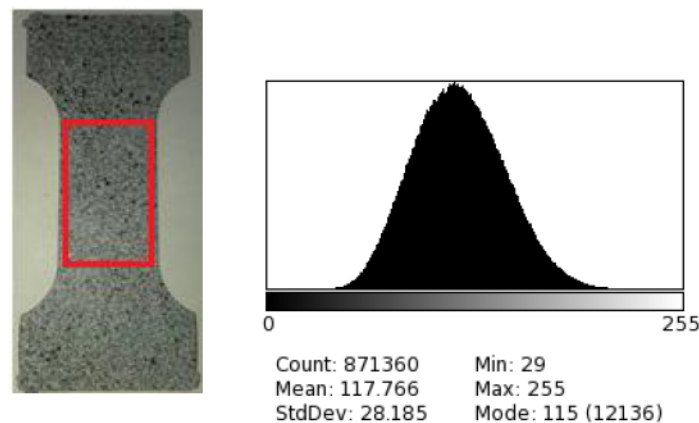


Figure II-5 : Éprouvette haltère avec mouchetis et histogramme de niveau de gris du mouchetis.

La corrélation d'image (logiciel Ufreakles, J. Réthoré [RET.11]) nous permet de mesurer les déformations axiale et transverse moyennes dans la zone utile. La mesure logarithmique de la déformation est utilisée. Pour chaque essai, nous reportons en Figure II-6 la variation des déformations axiale et transverse au cours de l'essai, pour les trois nuances de cuivre.

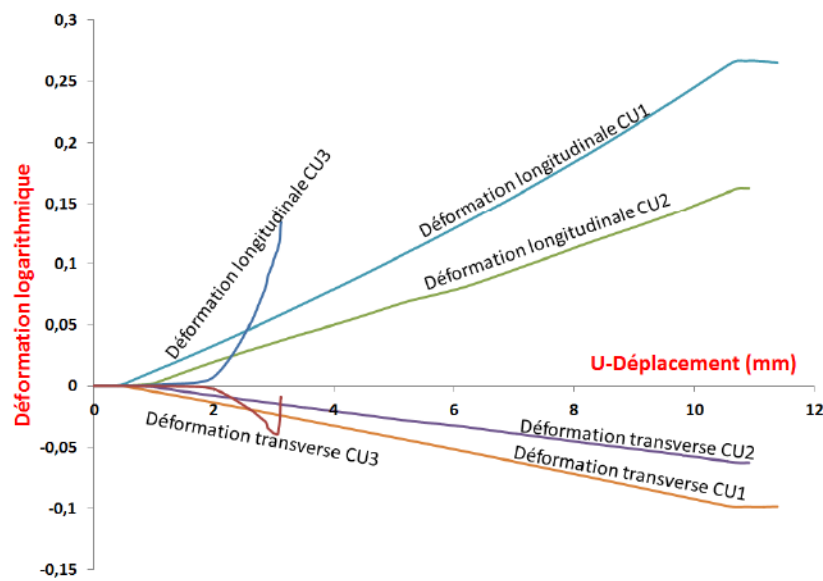


Figure II-6 : Évolution de la déformation longitudinale et transverse trois nuances de cuivre durant l'essai de traction monotone par corrélation d'images.

Parmi les mesures de déformations calculables, nous disposons de celle correspondant à la déformation logarithmique. Cependant, pour la gamme de déformation dans le régime élastique cette dernière est voisine de la mesure obtenue sous l'hypothèse des petites perturbations. En traçant la déformation transverse en fonction de la déformation longitudinale (Figure II-7), une courbe de régression linéaire permet d'estimer le coefficient de Poisson.

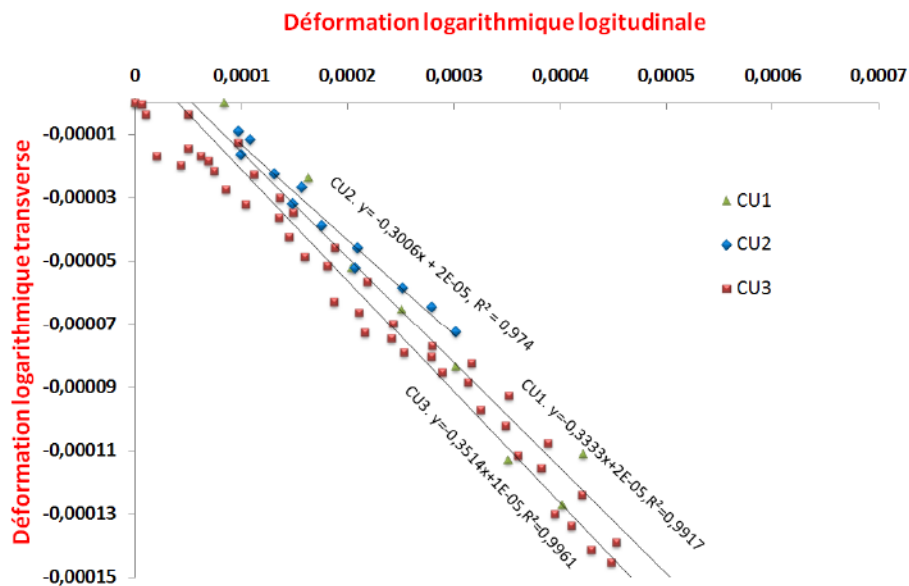


Figure II-7 : Identification des coefficients de Poisson des cuivres par DIC



Nous obtenons ainsi  $\nu=0.33$  pour CU1,  $\nu=0.3$  pour CU2 et  $\nu=0.335$  pour CU3, soit une moyenne de  $0.326 \approx 0.33$ , conforme à la littérature [CES10].

### 2-2-2 Détermination de la courbe de contrainte - déformation

L'enregistrement simultané de la force et des images au cours de temps nous permet de mesurer les déformations selon l'axe de chargement et transverse et d'en déduire la contrainte de Cauchy. Nous notons  $\varepsilon_t$  la déformation transverse et  $\varepsilon_{zz}$  celle selon l'épaisseur. Dans le cas de la traction uniaxiale et en supposant le comportement isotrope, nous faisons l'hypothèse que  $\varepsilon_{zz} = \varepsilon_t$ , avec

$$\varepsilon_t = \ln\left(\frac{la}{la_0}\right) \text{ et } \varepsilon_{zz} = \ln\left(\frac{e}{e_0}\right) \quad (\text{II-1})$$

où  $la_0$  et  $e_0$  sont les largeur et épaisseur initiales,  $la$  et  $e$  leurs valeurs au cours de l'essai. À partir de

$$la = la_0 \exp(\varepsilon_t) \text{ et } e = e_0 \exp(\varepsilon_{zz}), \quad (\text{II-2})$$

Nous obtenons la section courante

$$S = la \times e = S_0 \exp(2\varepsilon_t) \quad (\text{II-3})$$

et la contrainte axiale

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \exp(-2\varepsilon_t) \quad (\text{II-4})$$

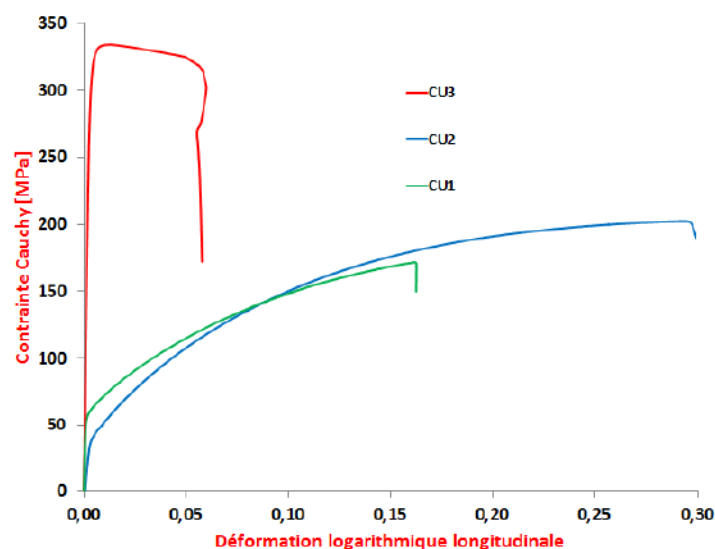


Figure II-8 : Courbes de traction des trois cuivres à disposition

La Figure II-8 présente l'allure de la courbe contrainte – déformation des trois types de cuivres (CU1, CU2 et CU3). Nous observons que la réponse contrainte – déformation des échantillons CU1 et CU2 ayant subi le traitement thermique (avec et sans collage) est comparable. En revanche, celle obtenue pour la nuance CU3, « brute de livraison » est notablement distincte avec une limite élastique supérieure et une déformation à rupture plus petite d'un facteur 6. À partir de ces mesures axiales, nous identifions les modules d'Young de chaque nuance et la limite élastique correspondante  $\sigma_y$ . Ces observations indiquent qu'il est nécessaire de caractériser les couches de cuivre ayant subi le traitement thermique complet avec l'étape de collage CU1 ou au moins réaliser des éprouvettes ayant subi tous les traitements thermiques à l'exception du collage CU2.

### 2-2-3 Identification du module d'Young $E$ , coefficient de Poisson $\nu$ et la limite élastique $\sigma_y$

L'identification de loi de comportement élastoplastique du cuivre est menée sur la nuance du cuivre CU1 (Figure II-9). Le module de Young est mesuré dans le domaine linéaire et nous obtenons  $E=127330 \text{ MPa} \pm 1000 \text{ MPa}$  et le coefficient de Poisson  $\nu=0.33$ , conforme aux valeurs reportées dans la littérature. La limite élastique moyenne vaut  $\sigma_y=60 \text{ MPa} \pm 5 \text{ MPa}$ .

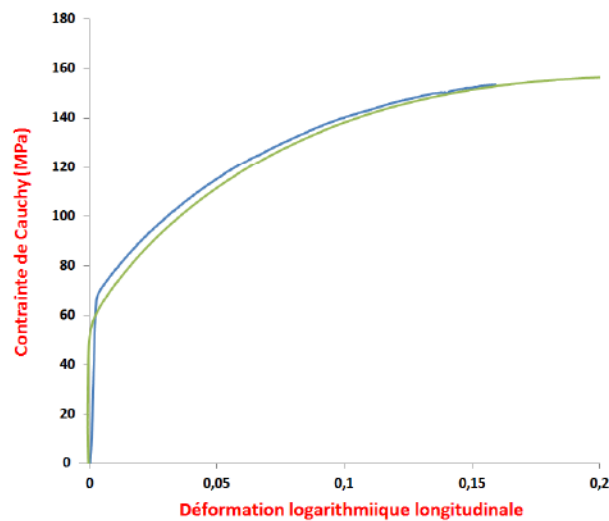


Figure II-9 : Réponse contrainte - déformation en traction uniaxiale de la nuance CU1, deux essais.

#### 2-2-4 Identification de la réponse plastique

Le cuivre est un matériau qui présente un écrouissage cinématique marqué qui se manifeste par un effet *Baushinger* notable. Afin d'identifier les paramètres d'écrouissage cinématique, le matériau doit être sollicité sous chargement répété ou cyclique pour rendre compte de cet effet. Compte tenu de l'épaisseur faible du cuivre vis-à-vis de la longueur et la largeur de la zone utile, il n'est pas possible de mener des essais de traction / compression. La géométrie des échantillons nous impose de travailler en traction répétée sur plusieurs cycles, pour un maximum de charge donnée. Un essai de traction répétée jusqu'à une contrainte maximum donnée est mené sur le cuivre (CU1) extrait de l'assemblage. Sur la Figure II-10, nous reportons la réponse contrainte – déformation obtenue pour le chargement répété jusqu'à  $\sigma_{\max}=120$  MPa. Cette valeur a été choisie de manière à mettre en évidence l'écrouissage cinématique. Au cours des cycles de charge / décharge, nous observons un accroissement de la déformation plastique rémanente caractéristique de l'effet Rochet. Celle-ci tend à se stabiliser avec le nombre de cycles augmentant. À partir de ces observations, nous choisissons de décrire le comportement plastique du cuivre CU1 avec un modèle d'écrouissage cinématique non linéaire. Nous rappelons brièvement le formalisme élastoplastique adopté, en rappelant d'abord la description de Prager puis celle proposée par Armstrong-Frederick.

Dans le cadre des matériaux standards généralisés [LEM.09], nous définissons la surface de charge à partir de (II-5)

$$f(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{X}}) = \|\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\|_{eq} - \sigma_y, \quad (\text{II-5})$$

avec  $\underline{\underline{\sigma}}$  la contrainte appliquée,  $\underline{\underline{X}}$  l'écroissage cinématique,  $p$  la déformation plastique cumulée,  $\sigma_y$  la limite élastique, et

$$\|\underline{\underline{Y}}\|_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{Y}} : \underline{\underline{Y}}} \quad (\text{II-6})$$

La réponse élastique est obtenue lorsque  $f < 0$  et les conditions pour la plasticité sont définies par  $f=0$  et  $\dot{f} = 0$  (conditions de consistance).

L'écroissage cinématique est représenté par le tenseur  $\underline{\underline{X}}$  (II-7). On suppose qu'il est nul à l'état initial et possède la forme déviatorique suivante

$$\underline{\underline{X}} = \begin{bmatrix} X_{11} & 0 & 0 \\ 0 & X_{22} & 0 \\ 0 & 0 & X_{33} \end{bmatrix} \text{ avec } \text{tr}(\underline{\underline{X}}) = 0. \quad (\text{II-7})$$

L'expression de l'écroissage cinématique est souvent décomposée en un terme linéaire  $X_1$  et un terme non linéaire  $X_2$

$$\underline{\underline{X}} = \underline{\underline{X}}_1 + \underline{\underline{X}}_2 \quad (\text{II-8})$$

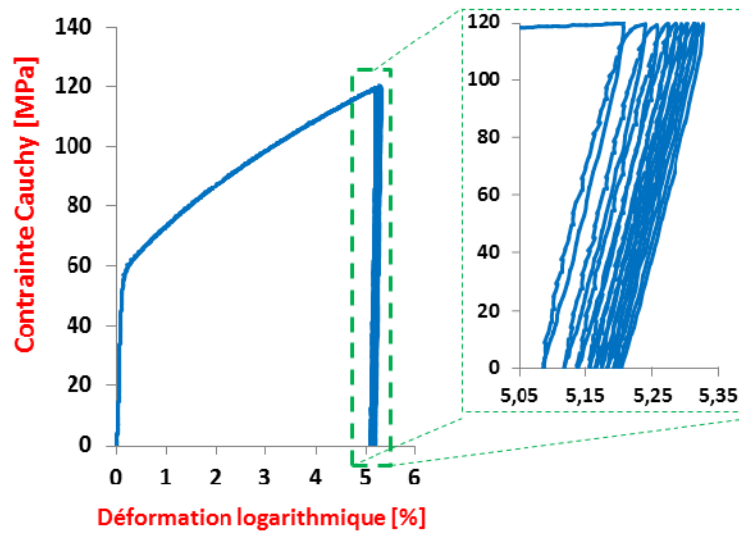


Figure II-10 : Courbe de traction répétée du cuivre du DBC jusqu'à une contrainte 120 MPa.

Prager [LEM.09] a proposé la formulation suivante pour la partie linéaire  $\underline{\underline{X}}_1$

$$\dot{\underline{\underline{X}}}_1 = C \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p \quad (\text{II-9})$$

où  $C$  définit le module d'écrouissage, à savoir la pente de la courbe contrainte – déformation dans le domaine plastique. À partir de cette seule contribution, il est possible d'évaluer  $C$  à partir d'un essai monotone et d'obtenir une première description de la réponse plastique du cuivre. Sur la Figure II-10, nous présentons la courbe contrainte – déformation expérimentale et la prédiction obtenue avec une expression de l'écrouissage de Prager. Pour cela, nous menons une simulation de traction uniaxiale sur un élément avec Abaqus, en 2D sous l'hypothèse de contrainte plane.



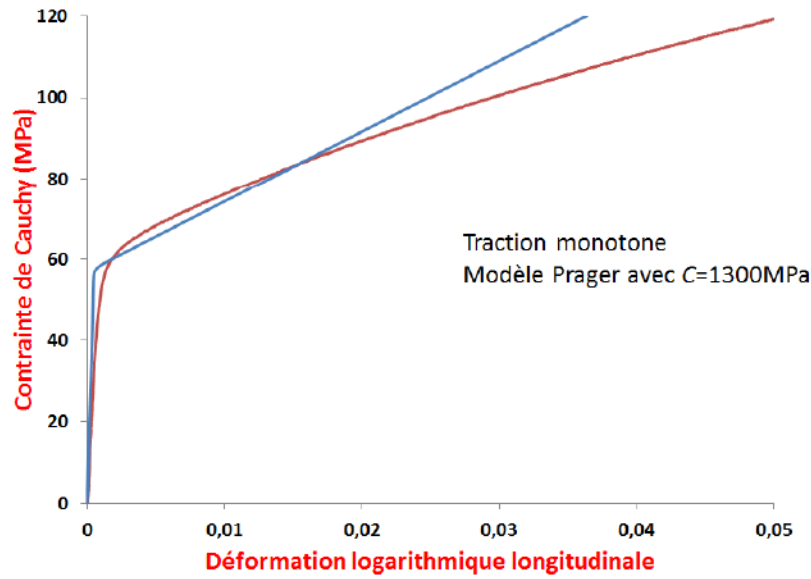


Figure II-11 : Identification paramètre du modèle de *Prager* à partir de la courbe de traction monotone

#### 2-2-4-1 Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire - *Armstrong Frederick*

Pour rendre compte de l'accommodation plastique et de la saturation de l'effet Rochet, nous adoptons le modèle d'*Armstrong-Frederick* [LEM.09], qui constitue une extension non linéaire du modèle de *Prager* avec

$$\dot{\underline{\underline{X}}}_2 = C \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p - \gamma \underline{\underline{X}} \dot{p} \quad (\text{II-10})$$

où  $C$  représente la partie linéaire du modèle,  $\gamma$  un paramètre contrôlant la saturation de l'écrouissage cinématique  $\underline{\underline{X}}_2$  et  $\dot{p}$  est l'incrément de déformation plastique cumulée

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p}. \quad (\text{II-11})$$

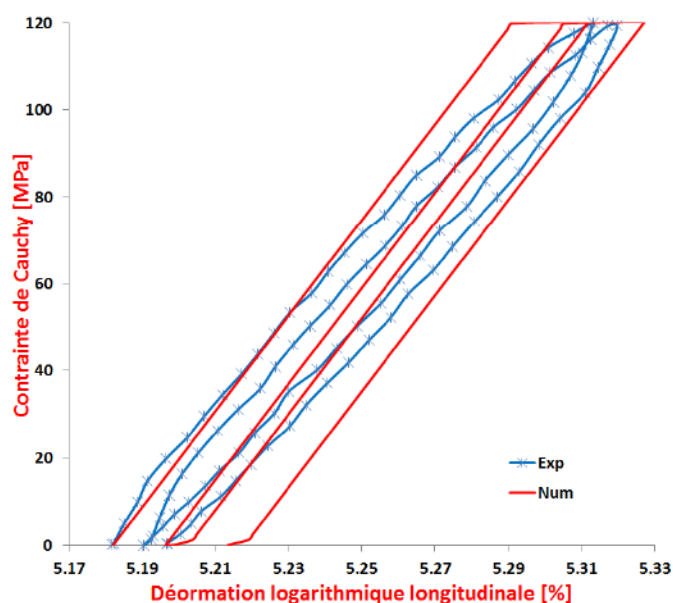


Figure II-12 : Identification du modèle Armstrong Frederick

Sur la Figure II-12, nous reportons la meilleure prédiction des premiers cycles de charge – décharge, obtenue en optimisant les valeurs de  $(C, \gamma)$  de manière heuristique, en prenant pour la valeur initiale de  $C$  l'ordre de grandeur obtenu à partir de l'identification du modèle de Prager en traction monotone. Le modèle ne permet pas de rendre compte complètement de la forme du cycle contrainte – déformation, mais permet d'estimer qualitativement l'amplitude  $\Delta \varepsilon^p$  liée à l'effet Rochet. Nous reportons dans le Tableau II-1 l'ensemble des paramètres élastique et plastique identifiés pour la nuance CU1.

matériau	$E$ [GPa]	$\nu$	$\sigma_y$ [MPa]	$C$ [MPa]	$\gamma$
Cuivre (CU1)	127	0,33	60	1677	14,8

Tableau II-1: Paramètres de la loi de comportement élastoplastique du cuivre CU1 extrait de l'assemblage DBC.

### 2-2-4-2 Vérification pour une réponse monotone

À partir des paramètres repartis au Tableau II-1, nous reportons en Figure II-13 la courbe expérimentale et celle prédite avec le modèle cinématique d'*Armstrong-Frederick* pour un essai de traction monotone, dont la comparaison apparaît satisfaisante.

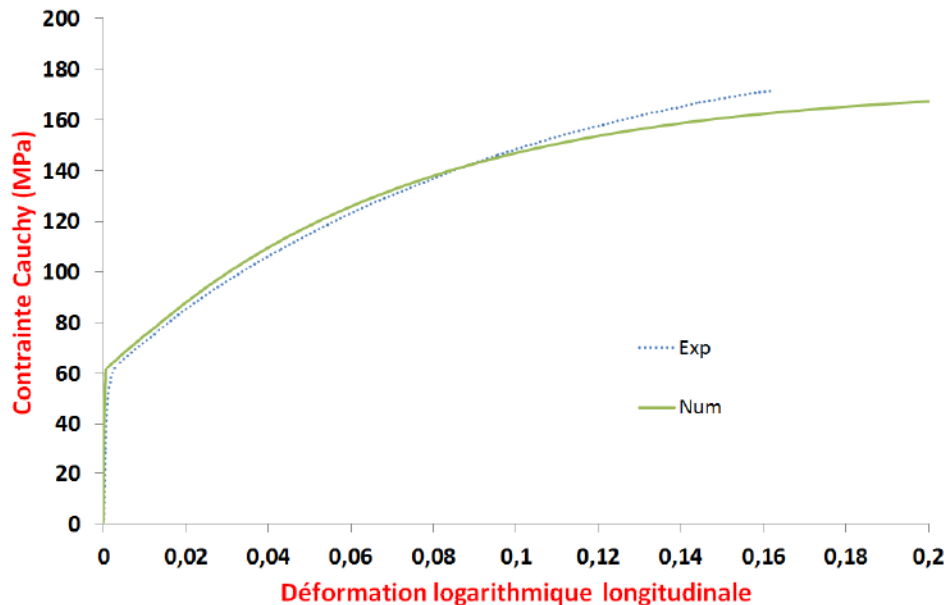


Figure II-13 : Essai de traction monotone : comparaison entre les réponses prédite et mesurée.

### 2-3 Bilan

Nous avons montré que l'identification du comportement du cuivre doit être menée sur des éprouvettes ayant subi l'ensemble des traitements thermiques liés au procédé d'assemblage, l'étape de collage pouvant être omise et aboutir à une description satisfaisante (le comportement de CU2 étant proche de celui de CU1). Un modèle élastoplastique avec écrouissage cinématique non linéaire permet de rendre compte du comportement monotone et cyclique (traction répétée). Dès lors, nous disposons d'un modèle capable de rendre compte du comportement mécanique du cuivre constituant l'assemblage DBC.

### 3- Caractérisation du comportement élastique fragile de la couche de céramique

Nous mesurons le module d'Young et évaluons par homogénéisation le coefficient de Poisson de polycristaux de céramique puis caractérisons leur rupture statistique dans le cadre d'une analyse de *Weibull*.

#### 3-1 Essais de flexion trois points

Les céramiques sont des matériaux fragiles. Les essais classiques de traction sont difficiles à réaliser. Nous adoptons l'essai de flexion trois points pour déterminer les caractéristiques de rupture de la céramique (Figure II-14) ainsi que son module d'Young.

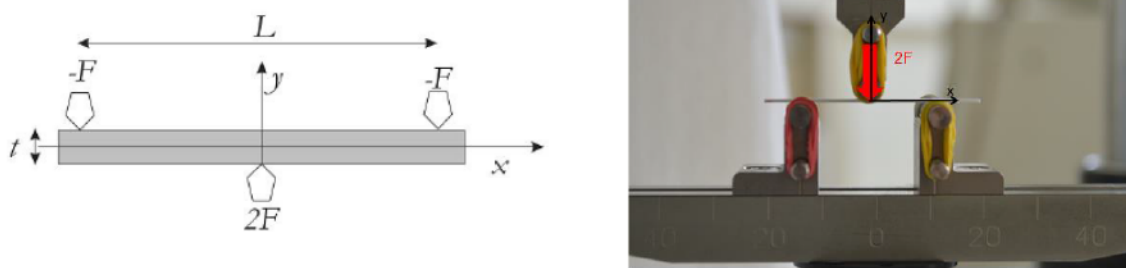


Figure II-14 : Représentation d'un essai de flexion 3 points d'une éprouvette parallélépipédique de céramique.

La machine utilisée est de marque *BOSE* avec une cellule de force de 220 N. Le montage de flexion 3 points utilisé a un écart entre appuis fixes  $L=25\text{ mm}$ . Les essais sont réalisés sur deux nuances de céramique (alumine et composite alumine-zircone (contenant 9 % de zircone yttrée)).

Nous avons réalisé pour chaque céramique :

- Alumine :  $N=30$  tests
- Alumine - zircone :  $N=27$  tests

La géométrie est parallélépipédique et les éprouvettes ont une largeur  $w=4\text{ mm}$  et une épaisseur  $t=0,6\text{ mm}$  pour l'alumine et  $t=0,2\text{ mm}$  pour l'alumine-zircone.

Les courbes force – déplacement typiques obtenues pour chaque nuance de céramique sont présentées en Figure II-15 pour quelques essais. Nous observons que la réponse des céramiques est élastique linéaire fragile. Nous n'observons pas de variation de la rigidité de l'éprouvette jusqu'à rupture. Les deux céramiques sont denses et frittées à plus de 99% en fraction volumique.

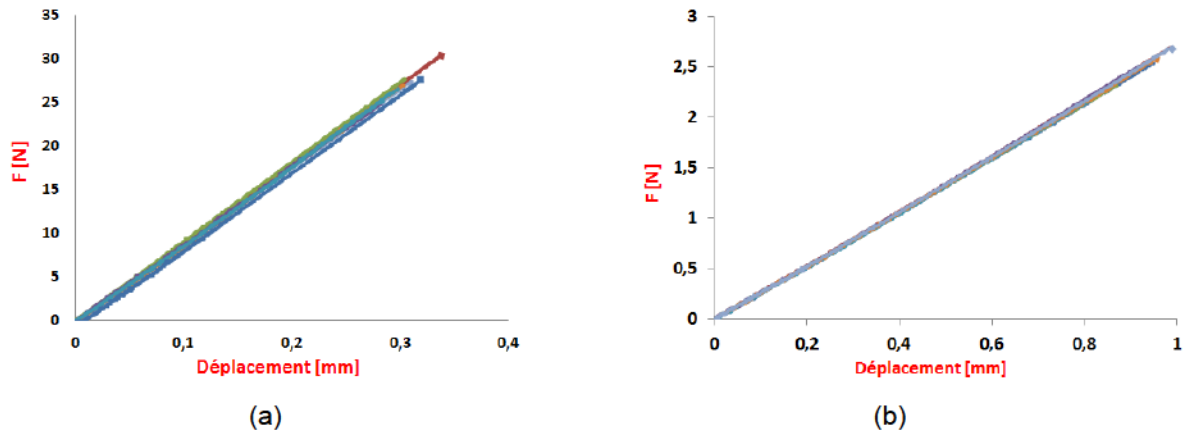


Figure II-15 : Essais de flexion trois points et courbes force- déplacement obtenues (quelques essais sont reportés) pour les deux nuances de céramique ((a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et (b)  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 9\% \text{ZrO}_2$ ).

### 3-2 Propriétés élastiques de la céramique

À partir des courbes force – déplacement présentées en Figure II-15 le module d'*Young* est estimé à partir de (II-12). En prenant, les valeurs à rupture du niveau de force et celui de la flèche  $\delta$ , nous avons

$$E = \frac{F^R L^3}{48 \delta I_z}, \quad (\text{II-12})$$

où  $F^R$  est la force à rupture,  $L$  est la distance entre appuis fixes,  $\delta$  la flèche sous l'appui central,  $I_z = \frac{wt^3}{12}$  est le moment d'Inertie autour de l'axe z, ( $w$  : largeur,  $t$  : épaisseur).

Nous reportons sur la Figure II-16 les valeurs du module d'*Young* calculé pour chaque test



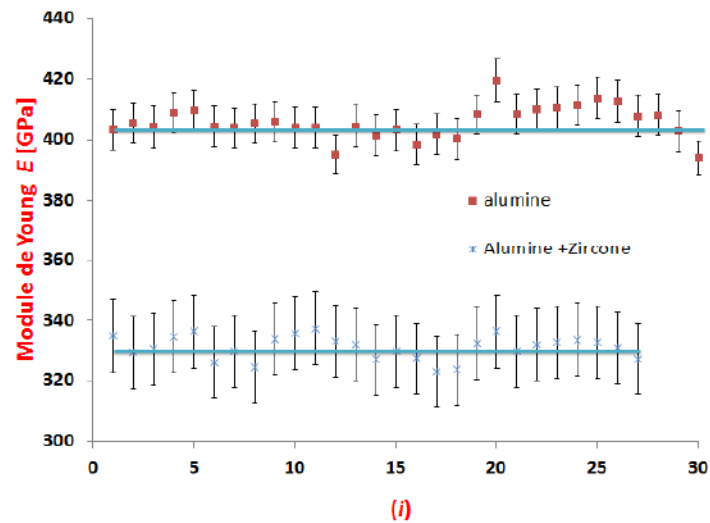


Figure II-16 : Module d'Young pour chaque essai de flexion 3 points de l'alumine et de l'alumine-zircone

À partir des résultats reportés sur la Figure II-16 nous pouvons déterminer les modules d'Young des deux céramiques à partir des essais de flexion 3 points. La valeur moyenne du module d'Young est de 403 GPa pour l'alumine et de 330 GPa pour l'alumine - zircone, avec une barre d'erreur de  $\pm 5$  GPa pour l'alumine et  $\pm 10$  GPa pour l'alumine - zircone. Le coefficient de Poisson n'est pas accessible directement à partir de l'essai de flexion trois points. Pour l'estimer, nous menons un calcul d'homogénéisation pour l'alumine.

Le saphir (monocristal d'alumine) est un matériau à structure rhomboédrique<sup>1</sup> (trigonale) et sa réponse mécanique est élastique anisotrope. La structure trigonale est obtenue en étirant un cube selon sa grande diagonale, comme nous le représentons en Figure II-17 [AHR95]. Le tenseur des modules élastiques est caractérisé par 6 composantes indépendantes reportées dans le Tableau II-2.

<sup>1</sup> Système cristallin, de maille élémentaire est un rhomboèdre dont les trois axes sont de même longueur et les trois angles sont égaux, mais non droits. Les six faces sont des losanges égaux. L'élément caractéristique du système est un axe de symétrie d'ordre 3 (Figure II-17).

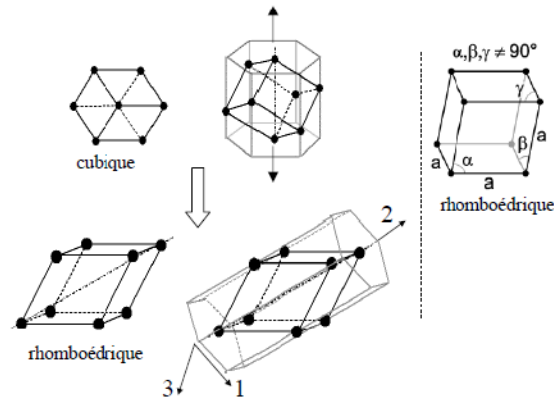


Figure II-17 : Structure trigonale (ou rhomboédrique) représentative des grains du saphir.

$C_{11}$ [GPa]	$C_{22}$ [GPa]	$C_{12}$ [GPa]	$C_{13}$ [GPa]	$C_{44}$ [GPa]	$C_{14}$ [GPa]
495	497	115	160	146	-23

Tableau II-2 : Composantes du tenseur des modules d'élasticité du Saphir [AHR.95].

En notant  $C_{IJ}$  le tenseur des modules élastiques en notation de *Voigt*, nous avons

$$C_{IJ} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & sym & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{pmatrix}. \quad (\text{II-13})$$

La structure caractéristique de l'alumine comporte un axe de rotation 2 suivant la grande diagonale ainsi qu'un plan de symétrie (1,3) ce qui permet de réduire le nombre de composantes nécessaires pour décrire la réponse élastique. Pour cette symétrie et dans le repère lié au matériau, le tenseur  $C_{IJ}$  s'écrit

$$C_{IJ} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{12} & -C_{14} & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ C_{14} & -C_{14} & 0 & C_{44} & 0 & \sqrt{2}C_{14} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{11}-C_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \sqrt{2}C_{14} & 0 & C_{44} \end{pmatrix}, \quad (\text{II-14})$$

où les coefficients du tenseur d'élasticité de l'alumine sont donnés (Tableau II-2). Le tenseur des modules élastiques du monocristal d'alumine est simplifié et nous considérons un monocristal à symétrie cubique avec  $C_{11}=C_{22}=C_{33}=495\text{GPa}$ ,  $C_{12}=C_{13}=C_{23}=115\text{GPa}$  et  $C_{44}=C_{55}=C_{66}=146\text{GPa}$ . Dès lors, nous évaluons les propriétés effectives du polycristal à partir des bornes de Voigt et Reuss qui font l'hypothèse d'une déformation et d'une contrainte uniforme, respectivement, dans le polycristal.

$$C_{IJ} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ & sym & & C_{44} & 0 & 0 \\ & & & & C_{44} & 0 \\ & & & & & C_{44} \end{pmatrix} \quad (\text{II-15})$$

\* Pour des monocristaux à symétrie cubique, la borne de Voigt pour les modules de cisaillement et de compressibilité [FRA09] est

$$\mu^V = \frac{C_{11}-C_{12}+3C_{44}}{5} \text{ et } K^V = \frac{C_{11}+2C_{12}}{3} \quad (\text{II-16})$$

\* Pour la Borne de *Reuss*, nous avons à l'échelle du monocristal

$$S_{11} = \frac{C_{11}+C_{12}}{(C_{11}+2C_{12})(C_{11}-C_{12})}, S_{12} = \frac{-C_{12}}{(C_{11}+2C_{12})(C_{11}-C_{12})}, S_{44} = 1/C_{44} \quad (\text{II-17})$$

Ce qui permet d'obtenir les modules de cisaillement et de compressibilité

$$\mu^R = \frac{5}{4S_{11} - 4S_{12} + 3S_{44}} \quad \text{et} \quad K^R = \frac{1}{3(S_{11} + 2S_{12})} \quad (\text{II-18})$$

Le module d'Young et le coefficient de Poisson sont obtenus à partir de

$$E = \frac{9K\mu}{3K + \mu} \quad \text{et} \quad \nu = \frac{3K - 2\mu}{2(3K + \mu)} \quad (\text{II-19})$$

En prenant la moyenne des modules de cisaillement des bornes de Voigt et Reuss, nous obtenons l'estimation du module d'Young et du coefficient de Poisson représentée au Tableau II-3.

Matériau	$K^V=K^R$ [GPa]	$\mu^V$ [GPa]	$\mu^R$ [GPa]	$E$ [GPa]	$\nu$
$Al_2O_3$	241	163	160	397	0,22

Tableau II-3 : Données d'homogénéisation des paramètres anisotropes du polycristal d'alumine

La valeur estimée du module d'Young est comparable à celle mesurée. L'estimation du coefficient de Poisson est conforme à l'ordre de grandeur relevé dans la littérature (0.18 - 0.25) nous avons ici  $\nu=0.22$ .

### 3-3 Analyse statistique de la rupture

Afin de décrire la statistique de rupture, nous adoptons la description de *Weibull* bien adaptée au cas des céramiques. Cette méthode discrétise le volume en un ensemble de volume élémentaire pouvant contenir statistiquement un défaut. Dans une description 1D, chaque volume élémentaire correspond au maillon d'une chaîne soumise à une charge uniforme. La rupture de la chaîne est alors gouvernée par celle du maillon le plus faible. On peut ainsi décrire des effets de volume sur le niveau de contrainte à rupture, cette caractéristique n'étant pas intrinsèque au matériau.

En 3D nous considérons le volume  $V$  que l'on divise virtuellement en volumes élémentaires  $V_i$ . La probabilité de rupture entre chaque volume  $V_i$  est supposée indépendante. En

considérant  $N$  volumes élémentaires nous pouvons écrire la loi de probabilité de rupture  $P_R$  et la probabilité de survie  $P_S$  dépendant de la contrainte  $\sigma_i$  dans  $V_i$  selon

$$P_R(\sigma, V) = 1 - P_S(\sigma, V) = 1 - \prod_{i=1}^N P_{Si}(\sigma_i, V_i), \quad (\text{II-20})$$

où  $P_R$  est la probabilité de rupture du matériau de volume  $V$  sous une contrainte appliquée  $\sigma$ ,  $P_S$  la probabilité de survie et  $P_{Si}$  (II-21) la probabilité de survie d'un élément du matériau de volume  $V_i$  sous à une contrainte  $\sigma_i$  représentant un chargement hétérogène. L'indépendance entre les probabilités élémentaires  $P_{Si}$  associées aux volumes élémentaires  $V_i$  implique une forme exponentielle pour  $P_S$  [LAM07]:

$$P_{Si}(\sigma_i, V_i) = \exp \left[ \left( \frac{V_i}{V_0} \right) \Psi(\sigma_i) \right], \quad (\text{II-21})$$

avec  $V_0$  un volume de référence et  $\Psi(\sigma_i)$  est une fonction de la contrainte, positive et croissante.

### 3-4 Modèle de Weibull

*Weibull* [WEI.39] propose une expression de la fonction  $\Psi(\sigma, V)$  selon

$$\Psi(\sigma) = \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m, \quad (\text{II-22})$$

où  $\sigma_0$  représente le module de Weibull et  $m$  l'exposant du *Weibull*. La probabilité de survie  $P_S$  est égale au produit de la probabilité de survie de chaque élément  $V_i$  et s'écrit



$$P_s(\sigma, V) = \prod_{i=1}^N P_{st}(\sigma_i, V_i) = \exp \left[ - \sum_{i=1}^N \left( \frac{V_i}{V_0} \right) \left( \frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right)^m \right]. \quad (\text{II-23})$$

Dans le cas général où le matériau est homogène, la contrainte est continue, en considérant l'élément de volume et la probabilité de survie s'écrit

$$P_s(\sigma, V) = \exp \left[ - \left( \frac{1}{V_0} \right) \iiint_V \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m dV \right]. \quad (\text{II-24})$$

L'exposant  $m$  et le module  $\sigma_0$  rendent compte de la dispersion des défauts d'un même lot d'échantillons.

Dans le cas d'un essai de flexion trois points, la contrainte n'est pas uniforme dans la section du matériau et dépend de la position  $r$ , soit  $\sigma(r)$ . La contrainte maximale atteinte dans l'éprouvette est notée  $\sigma_m$ . Si le milieu est élastique linéaire, le rapport  $\frac{\sigma(r)}{\sigma_m}$  ne dépend que de la position  $r$ .

Nous définissons un volume effectif qui représente la répartition spatiale des contraintes dans l'échantillon. Le volume effectif  $V_{eff}$  s'écrit de manière à faire correspondre les probabilités de survie écrites de deux manières distinctes (II-25)

$$\begin{aligned} P_s(\sigma, V) &= P_s(\sigma_m, V_{eff}) \\ \Leftrightarrow \exp \left[ - \left( \frac{1}{V_0} \right) \iiint_V \left( \frac{\sigma(r)}{\sigma_0} \right)^m dV \right] &= \exp \left[ - \left( \frac{V_{eff}}{V_0} \right) \left( \frac{\sigma_m}{\sigma_0} \right)^m \right]. \end{aligned} \quad (\text{II-25})$$

Le volume effectif est défini selon

$$V_{eff} = \iiint_V \left( \frac{\sigma(r)}{\sigma_m} \right)^m dV. \quad (\text{II-26})$$

Pour déterminer la probabilité de survie d'un matériau, les contraintes à rupture de chaque échantillon sont représentées sur une même courbe et classées par ordre croissant. Il faut donc introduire un paramètre qui tient compte à la fois de la contrainte  $\sigma_m$  et du volume efficace  $V_{eff}$ . C'est ainsi que nous définissons la contrainte de *Weibull*

$$\sigma_W = \sigma_m \left( \frac{V_{eff}}{V_0} \right)^{\frac{1}{m}}. \quad (\text{II-27})$$

De nouveau nous définissons la probabilité de survie en fonction de la contrainte de *Weibull*  $\sigma_w$  qui décrit la résistance à la rupture de l'ensemble des échantillons de même volume. La probabilité de rupture s'écrit

$$P_R = 1 - P_S(\sigma_W) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma_W}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (\text{II-28})$$

Nous pouvons noter que l'information relative aux effets de taille est contenue dans l'expression de  $\sigma_w$ . Ainsi, pour une même contrainte extérieure appliquée, la probabilité de rupture (II-28) augmente avec  $V_{eff}$  (et donc  $\sigma_w$ ) augmentant.

### 3-5 Identification des paramètres du modèle de Weibull ( $\sigma_0$ et $m$ )

Nous avons réalisé  $N$  tests sur des échantillons de même volume pour les deux nuances de céramiques. Les essais de flexion trois points ont été réalisés avec le dispositif décrit en Figure II-14.

Pour un essai de flexion 3 points, la contrainte maximale  $\sigma_m$  s'écrit en fonction de la force à rupture  $F^R$  et des dimensions ( $t$  l'épaisseur,  $w$  la largeur et  $L$  la distance entre appuis fixes) selon

$$\sigma_m = \frac{3F^R L}{2t^2 w}. \quad (\text{II-29})$$

Le volume effectif pour la configuration de flexion trois points est

$$V_{eff} = \iiint_V \left( \frac{\sigma(x,y)}{\sigma_m} \right)^m dV = \frac{wLt}{2(1+m)^2} \quad (\text{II-30})$$

avec  $\sigma(x,y)$  représentant la répartition de la contrainte maximale dans l'épaisseur de la céramique

$$\sigma(x,y) = \left( \frac{2 \left| \frac{L}{2} - x \right|}{L} \right) \left( \frac{2y}{t} \right) \sigma_m. \quad (\text{II-31})$$

Sur la Figure II-18, nous avons reporté par ordre croissant les forces à rupture mesurées pour les deux nuances de céramique.

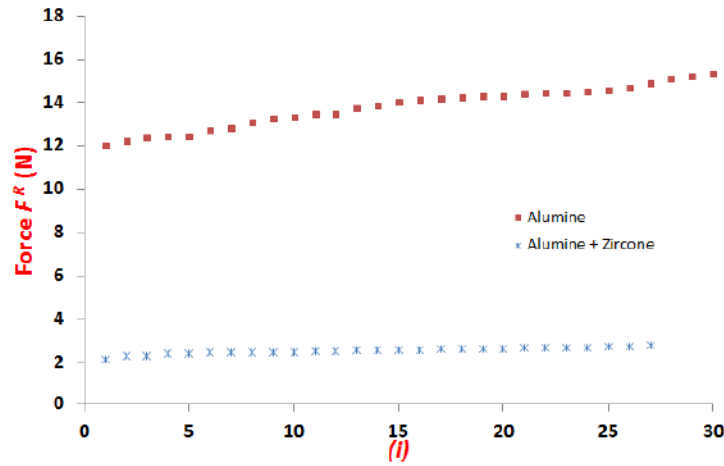


Figure II-18 : Classement par ordre croissant de la force à rupture pour l'alumine et alumine - zircon.

Pour déterminer les paramètres de *Weibull* ( $m$  et  $\sigma_0$ ), la procédure est la suivante :

- 1- Nous reportons en Figure II-19 le niveau de contrainte  $\sigma_m$  (II-29) par ordre croissant pour chaque essai et pour les deux céramiques.

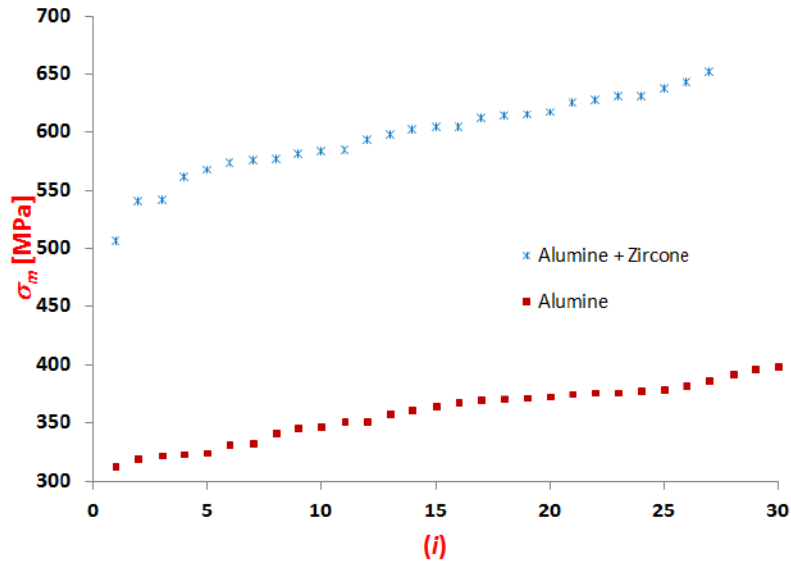


Figure II-19 : Classement croissant des contraintes à rupture pour l'alumine et alumine - zircon

- 2- A partir de notre échantillonnage, à savoir 27 essais pour l'alumine et 30 essais pour l'alumine zircon et du classement des charges à rupture en Figure II-18 et Figure II-19, nous calculons la probabilité de survie du  $i^{\text{ème}}$  échantillon

$$P_{Si} = 1 - \left( \frac{i}{N+1} \right). \quad (\text{II-32})$$

- 3- À partir de l'expression de la probabilité de survie  $P_s$  en (II-25), nous avons

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{P_{Si}}\right)\right) = m \ln \sigma_{wi} - m \ln \sigma_0 \quad (\text{II-33})$$

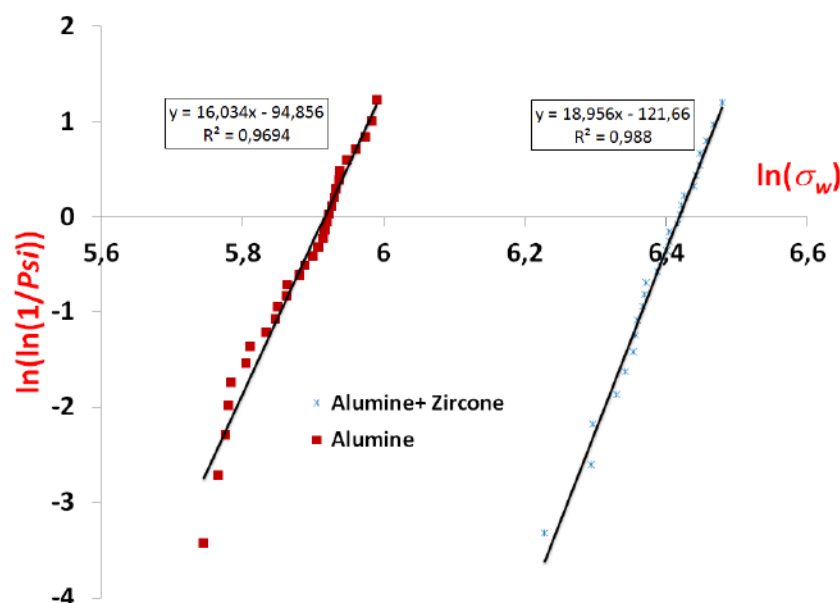


Figure II-20 : Courbe de  $\ln(\ln(1/Psi))$  en fonction du logarithme de la contrainte maximale pour l'alumine (■) et l'alumine - zirconie (\*) pour chaque essai à l'issue de la première itération avec  $\sigma_{wi} = \sigma_{mi}$ .

L'identification doit suivre une procédure itérative dans la mesure où  $m$  intervient dans l'expression de  $\sigma_w$  en (II-33). Une première estimation de  $m$  et  $\sigma_0$  est obtenue en prenant  $\sigma_{wi} = \sigma_{mi}$ . Les nouvelles valeurs de  $\sigma_{wi}$  sont calculées et une nouvelle estimation de  $m$  et  $\sigma_0$  effectuée. La procédure est répétée et converge vers des valeurs stables au bout de deux itérations. Le volume de référence  $V_0$  a été fixé arbitrairement à  $1\text{mm}^3$ . Les valeurs identifiées pour  $m$  et  $\sigma_0$  sont reportées en Tableau II-4, ainsi que le volume effectif associé

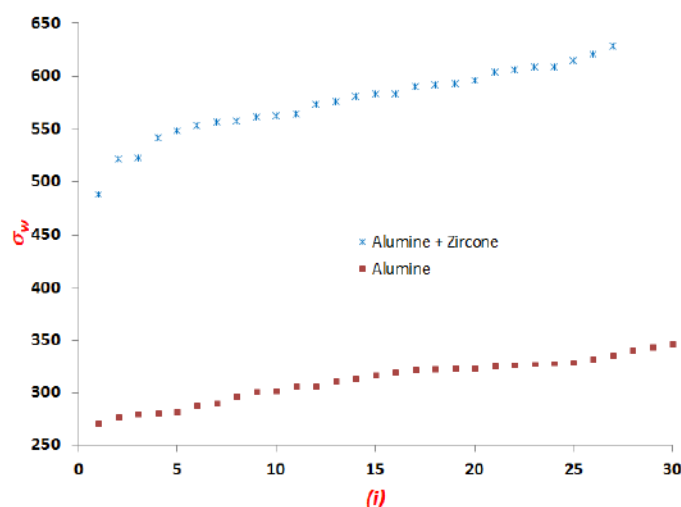


Figure II-21 : Contraintes de Weibull pour l'alumine et alumine - zirconie



4- Nous traçons en Figure II-22 pour tous les échantillons

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{P_{si}}\right)\right) = m \ln \sigma_{wi} - m \ln \sigma_0 \quad (\text{II-34})$$

Dont la variation linéaire est bien vérifiée. Les paramètres du modèle de *Weibull* de chaque céramique sont reportés en Tableau II-4.

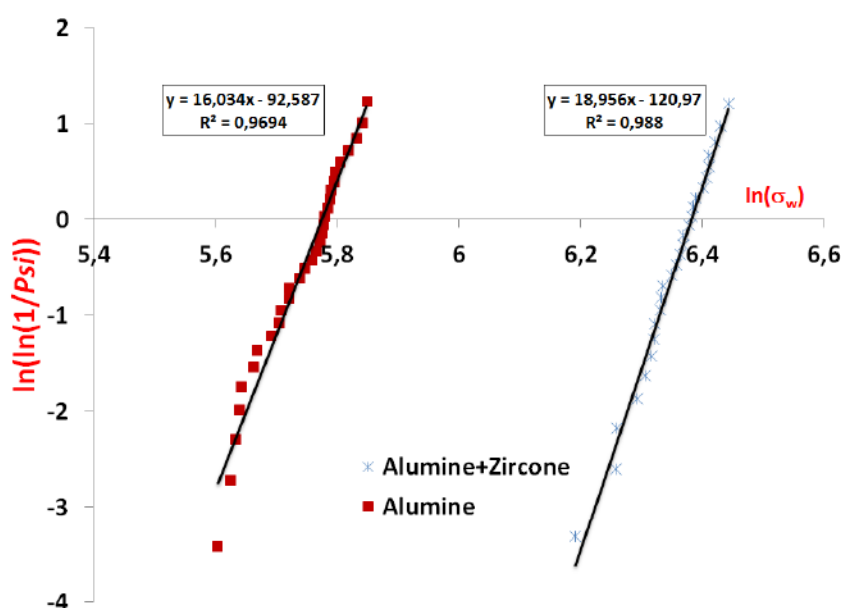


Figure II-22 : Courbe logarithme du logarithme de  $(1/P_{si})$  en fonction de logarithme de la contrainte *Weibull* pour l'alumine (■) et l'alumine - zircone (\*) et identification de  $(m$  et  $\sigma_0)$ .

Matériaux	$m$	$V_0$ (mm <sup>3</sup> )	$V_{eff}$ (mm <sup>3</sup> )	$\sigma_0$ [MPa]
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	16,03	1	0,103	322
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 9% ZrO <sub>2</sub>	18,95	1	0,501	590

Tableau II-4 : Résumé des essais de flexion 3 points et propriétés de rupture ajustés pour l'alumine et l'alumine - zircone

Nous remarquons que l'alumine - zircone est plus robuste que l'alumine, son module de *Weibull*  $\sigma_0$  étant plus grand.

#### 4- Conclusion

Le comportement mécanique du cuivre ayant subi toute l'histoire thermique de l'assemblage a été identifié à partir d'essais de traction monotone uniaxiale et répétée. Ces essais ont permis d'identifier les paramètres élastique et plastique du cuivre utilisé dans l'assemblage à l'issue du procédé d'élaboration. La caractérisation de l'écrouissage cinématique est importante pour les problèmes de chargement répété, comme dans le cas d'un chargement thermique cyclique.

Les modules d'Young des céramiques sont déterminés à partir de l'essai de flexion trois points et le coefficient de Poisson pour l'alumine a été estimé par homogénéisation. La statistique de rupture des nuances de céramiques est décrite dans le cadre du modèle de *Weibull* dont les paramètres sont identifiés à partir d'essais de flexion trois points.

A l'issue de ce chapitre, le comportement mécanique du cuivre et de la couche de céramique est décrit. Ces informations vont être utilisées pour identifier le modèle cohésif adopté pour décrire le comportement mécanique de l'interface cuivre – céramique au chapitre suivant. L'intégrité de l'assemblage dans le cas de chargement thermique cyclique sera abordée au chapitre IV.



### Bibliographie

- [AHR95]. (1995). T.J. Ahrens. Mineral physics and crystallography: a handbook of physical constants. Washington: American Geophysical Union.
- [BOR01]. (2001). M. Bornert, T. Bertheu, et P. Gilormini. Homogénéisation en mécanique des matériaux. Hermes Science.
- [CES10]. (2010). <http://www.grantadesign.com/products/ces/>.
- [CURAMIK]. ( ). [www.curamik.com](http://www.curamik.com).
- [DUP06]. (2006). L. Dupont, Z. Khatir, S. Lefebvre, S. Bontemps, “Effects of metallization thickness of ceramic substrates on the reliability of power assemblies under high temperature cycling”,. Microelectronics Reliability, 1766–1771.
- [FRA09]. (2009). Dominique François, André Pineau et André Zaoui, Elasticité et plasticité. Paris: Lavoisier.
- [HAU05]. (2005). Jean-Marie Haussone, Claude Carry, Paul Bowen and James Barton. Céramiques et Verres, volume 16 of *Traité des Matériaux*. Presse Polytechniques et Universitaires de Romandes PPUR, 1 edition,.
- [LAM07]. (2007). J. Lamon, Mécanique de la rupture fragile et de l'endommagement. Ed. Lavoisier.
- [LEM09]. (2009.). Jean Lemaître, Jean-Louis Chaboche, Ahmed Benallal and Rodrigue Desmorat. Mécanique des matériaux solides. Dunod, 3eme edition,.
- [PIE09]. (2009). S. Pietranico, S. Pommier, S. Lefebvre, S. Patoatto, Thermal fatigue and failure of electronic power device substrates. International Journal of Fatigue, 1911–1920.
- [RET11]. (2011). La corrélation d'images: un outil de mécanique expérimentale 1ère partie: Principes généraux, JN PERIE, G BESNARD, F HILD, H LECLERC, J RETHORE, S ROUX, Essais & simulations. 38-41.
- [WEI39]. (1939). Wallodi Weibull. A statistical theory of the strength of materials. Ingeniörsvetenskapsakademiens Handlingar.



---

---

# **Chapitre III : Caractérisation de la fissure interfaciale par flexion quatre points et identification d'un modèle cohésif pour l'interface de l'assemblage céramique-métal**

---

---





<b>Chapitre III : Caractérisation de la fissure interfaciale par flexion quatre points et identification d'un modèle cohésif pour l'interface de l'assemblage céramique-métal</b>	107
1- Introduction .....	111
2- Caractérisation expérimentale de la fissuration interfaciale.....	112
2-1 Préparation d'échantillon.....	112
2-2 Présentation de dispositif de flexion quatre points pour évaluer l'adhérence de l'interface. ....	114
2-2-1 Essai de flexion 4 points pour caractériser la tenue mécanique de l'interface céramique - cuivre. ....	114
2-2-2 Description du dispositif de flexion quatre points.....	116
2-3 Caractérisation expérimentale de la fissuration interfaciale .....	118
2-4 Suivi optique de la fissuration interfaciale .....	119
2-4-1 Mesure de la longueur de fissure $a$ .....	120
2-5 Modèles analytiques pour une première estimation de l'énergie d'adhérence de l'interface .....	122
2-5-1 Interface dans un assemblage avec deux constituants. ....	122
2-5-2 Interface dans un assemblage de trois couches.....	123
3- Présentation du modèle cohésif.....	125
4- Modélisation de l'essai de flexion 4 points .....	130
4-1 Géométrie et conditions aux limites .....	131
4-2 Maillage et propriétés des matériaux .....	132
5- Méthodologie d'identification et résultats.....	133
5-1 Influence de la symétrie / asymétrie de la propagation interfaciale .....	133
5-1-1 Origine(s) de la propagation asymétrique.....	135
5-2 Identification des paramètres ( $\Phi_{sep}$ et $T_{max}$ ) du modèle cohésif.....	138

5-2-1 Etude avec l'énergie $\Phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ et sans défaut initial .....	138
5-2-1-1 Origine des oscillations de la force observées durant la fissuration interfaciale simulée.....	140
5-2-2 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ .....	141
5-2-3 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ , sans défaut initial .....	143
5-2-4 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ .....	144
5-2-5 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ , sans défaut initial .....	146
5-2-6 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$ .....	147
5-2-7 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=7\text{ J/m}^2$ et $5\text{J/m}^2$ .....	149
6- Bilan et Discussion .....	152
7- Conclusion.....	153

## 1- Introduction

---

Dans la littérature, les modèles cohésifs sont majoritairement utilisés afin d'étudier la propagation d'un délaminage dans des structures composites [COR93, ALF01, BOR02, TUR06, VAN13]. De tels modèles ont aussi été utilisés pour l'étude du comportement des assemblages collés [EDL94, DEB05, VAL06] : de l'amorçage d'un décollement [CAM13, DAS06] et à l'étude de la propagation de la fissure au cours d'un décollement [YAN01].

L'intérêt des modèles cohésifs est d'incorporer une longueur caractéristique dans la description de l'assemblage. Cela nous permettra notamment d'évaluer des effets d'épaisseur des couches de cuivre et de céramique au chapitre IV pour étudier l'intégrité de l'assemblage sous chargement thermique cyclique. L'essai de flexion quatre points est choisi pour déterminer l'énergie de séparation d'une interface entre deux matériaux [CHA89, HOF98]. Nous avons retenu cette configuration, car elle permet une propagation stable de la fissure avec une mixité modale constante. L'objectif de ce chapitre est d'identifier un modèle cohésif représentant la fissuration interfaciale. Deux paramètres sont à identifier : la traction  $T_{max}$  à partir de laquelle la décohésion s'amorce et l'ouverture critique  $\delta^r$  à partir de laquelle une fissure apparaît. Nous postulons un profil traction – ouverture bilinéaire et nous employons deux sources d'information pour l'identification de  $T_{max}$  et  $\delta^r$  : (i) la réponse force –déplacement globale correspondant à une information macroscopique et (ii) le suivi optique de l'avancée de la fissure au cours du chargement. Cette dernière information est "locale". L'identification proposée devra rendre compte de ces deux informations simultanément.

---

## 2- Caractérisation expérimentale de la fissuration interfaciale

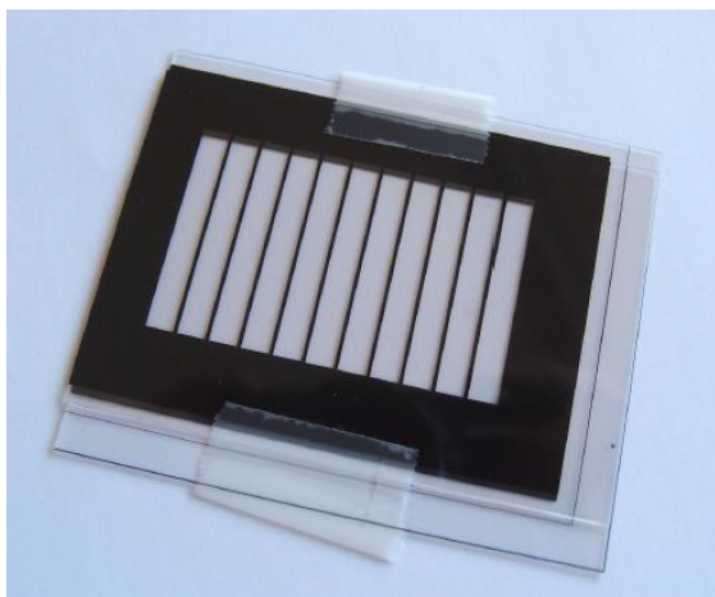
Nous décrivons le protocole de préparation des échantillons qui seront testés en flexion quatre points. Nous présentons ensuite le dispositif expérimental puis les résultats de caractérisation de la fissuration interfaciale.

### 2-1 Préparation d'échantillon

L'essai de flexion quatre points permet de mesurer quantitativement et de façon reproductible l'adhérence entre deux couches d'un assemblage, ici, entre le cuivre et la céramique. L'assemblage est reçu sous forme de plaque rectangulaire de dimensions standards 127x178 mm<sup>2</sup> (surface utilisable) fourni par la société *Curamik*. À partir de ces plaques, nous préparons des échantillons de 80 mm de longueur, 10 mm de largeur dont la hauteur comprend deux couches de cuivre de 500 microns d'épaisseur de part et d'autre de la céramique de 250 microns d'épaisseur. La céramique est constituée d'un composite à 91% d'alumine et 9% de zircone yttrée en fraction volumique.

Des plaques de 100 mm de long et 10 mm de large sont obtenues en deux opérations : une gravure chimique du cuivre, puis une découpe mécanique de la céramique. Un film photosensible (Dupont Riston PM275) (Figure III-1) est déposé sur les deux faces de l'échantillon et insolé (toujours sur les deux faces) au travers d'un masque pour former les motifs de cuivre. Le film photosensible est ensuite développé dans une solution de carbonate de sodium (sous jet) disponible au laboratoire Ampère de l'INSA-Lyon. La surface de cuivre non protégée par le film est gravée au perchlorure de fer (environ 20 minutes, avec la machine Bernier PR2030). La surface de cuivre non protégée a alors complètement disparu. La couche protégée ne montre aucune trace de gravure. Enfin, la plaque est rincée à l'eau et le film photosensible est retiré avec de l'acétone. À l'issue de cette étape, des bandes de cuivre avec mises à nu de la céramique intermédiaire sont disponibles. Ensuite, les plaques sont découpées à la scie diamant afin d'obtenir des bandes de 80 mm de longueur, 10 mm de largeur et 1,25 mm d'épaisseur.





**Figure III-1: Masque utilisé pour l'isolation du film photosensible puis la gravure du cuivre, composé de deux films, un pour chaque face de l'assemblage, maintenus alignés l'un par rapport à l'autre par du ruban adhésif.**

- A l'issue de l'étape de gravure, des échantillons sont prélevés sur la plaque à l'aide d'une découpe des couches de céramique avec une scie à wafer (Disco DAD 3220) disponible à l'INL (site UCBL). Cette scie est équipée d'une lame pour le verre. Elle a une vitesse de rotation de 20000 tours/min et une vitesse d'avance de 2 mm/min. La profondeur de découpe est légèrement inférieure à celle de la céramique. De sorte que les échantillons restent solidaires durant l'opération de découpe. La céramique est finalement rompue par clivage (Figure III-2).



**Figure III-2 : Éprouvettes après gravure et découpe.**



Sur une des couches de cuivre, au milieu de l'échantillon sur son côté long, une gravure supplémentaire de deux millimètres de large est effectuée pour mettre à nu la surface de céramique et permettre la création d'une entaille initiale dans celle-ci (Figure III-2). Cette dernière action sera présentée dans le paragraphe « caractérisation ». Afin de pouvoir suivre optiquement l'avancée de la fissure le long de l'interface céramique – cuivre, un polissage est réalisé de manière à avoir une surface d'observation quasi-plane. Un objectif télécentrique avec une profondeur de champ de 0,25 mm (grandissement x3) sera employé pour cette observation.

## **2-2 Présentation de dispositif de flexion quatre points pour évaluer l'adhérence de l'interface.**

Nous rappelons comment l'essai de flexion quatre points permet de caractériser l'énergie d'adhérence de l'interface et présentons ensuite les moyens d'essais mis en œuvre.

### **2-2-1 Essai de flexion 4 points pour caractériser la tenue mécanique de l'interface céramique - cuivre.**

L'essai de flexion quatre points est présenté schématiquement en Figure III-3. Cet essai présente une mixité modale constante tout au long de la propagation de la fissure qui vaut [CHA 89]

$$\operatorname{tg} \psi = \frac{K_{II}}{K_I} \text{ tel que } \psi \approx 45^\circ, \quad (\text{III-1})$$

où  $K_I$  et  $K_{II}$  sont les facteurs d'intensité de contrainte des modes I et II respectivement. La flexion quatre points est un essai de propagation de fissure stable, sous un champ de contrainte constant (moment constant dans la partie centrale de l'éprouvette). L'analyse permet d'accéder aux taux de restitution d'énergie  $\Phi_{sep}$ . Lors de la propagation stable de la fissure et dans le cadre d'une analyse élastique, linéaire et isotrope, l'évaluation de  $\Phi_{sep}$  est possible à partir de l'enregistrement du signal de force, comme nous le décrivons au paragraphe suivant.

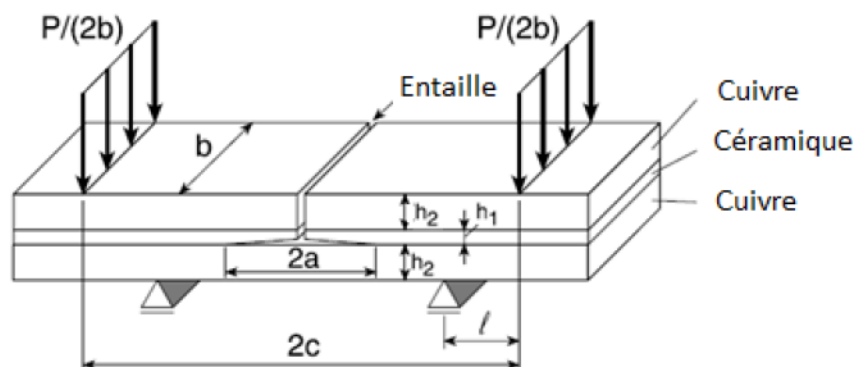


Figure III-3: Test de flexion 4 points

La Figure III-4 présente une courbe de charge caractéristique de la fissuration interfaciale en flexion quatre points, décrivant la variation de la force en fonction du déplacement des appuis mobiles. La première partie de la courbe correspond au chargement de l'échantillon dans le domaine élastique linéaire sans endommagement : ❶ La force augmente jusqu'à atteindre un pic qui correspond à l'amorçage de la propagation de la fissure. ❷ On constate par la suite une relaxation de la force qui correspond à la création d'une fissure naturelle depuis un coin (il n'y aurait pas ce pic si on avait une pré-fissure naturelle le long de l'interface). Celle-ci diminue jusqu'à un plateau correspondant à la propagation stable de la fissure entre les couches de céramique et de cuivre. ❸ Ce plateau est observé tant que la fissure demeure entre les appuis intérieurs. Ensuite, une nouvelle augmentation de la force est observée ❹, lorsque la fissure s'étend au-delà des appuis, ayant atteint les appuis intérieurs du montage.

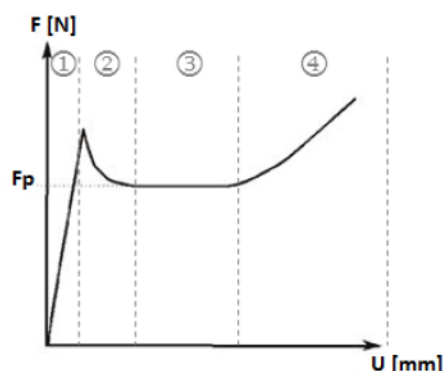


Figure III-4 : Courbe typique d'un essai de fissuration interfaciale en flexion quatre points.

Le taux de restitution  $\Phi_{sep}$  de l'interface peut être déterminé à partir de la valeur du plateau de la Force  $F_p$  qui correspond au régime stationnaire de propagation de la fissure, comme c'est présenté en [CHA89, HOF98], que nous reprenons par la suite dans la présentation des résultats.

### 2-2-2 Description du dispositif de flexion quatre points

La machine de traction (Figure III-5) **Tinius Olsen**, de modèle H10kS est utilisée. Elle est dotée d'une cellule de 5kN. Un dispositif développé au SIMaP permet l'acquisition simultanée du signal de force, du déplacement de la traverse et l'enregistrement des images de la zone où la fissuration a lieu au cours de l'essai. La partie inférieure du dispositif correspondant aux appuis intérieurs est fixe, le plateau supérieur comporte une liaison rotule permettant un alignement entre les plans d'appuis inférieurs et supérieurs.

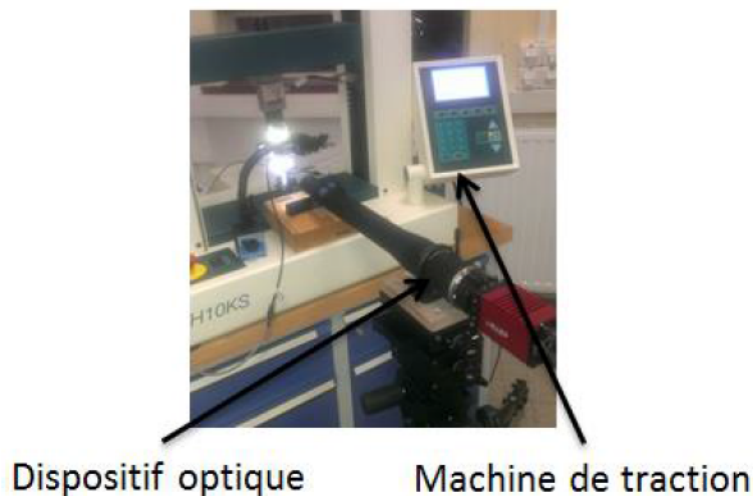


Figure III-5: Machine de traction – Tinius-H10KS pour l'essai de flexion quatre points et dispositif optique pour le suivi de la fissuration interfaciale.

L'éprouvette entaillée est placée de façon à être centrée vis à vis des appuis intérieurs. La vitesse de déplacement imposée aux appuis extérieurs est de 0,1 mm/min. la partie mobile extérieure permet de maintenir la zone de fissuration quasiment fixe, ce qui facilite le suivi optique.

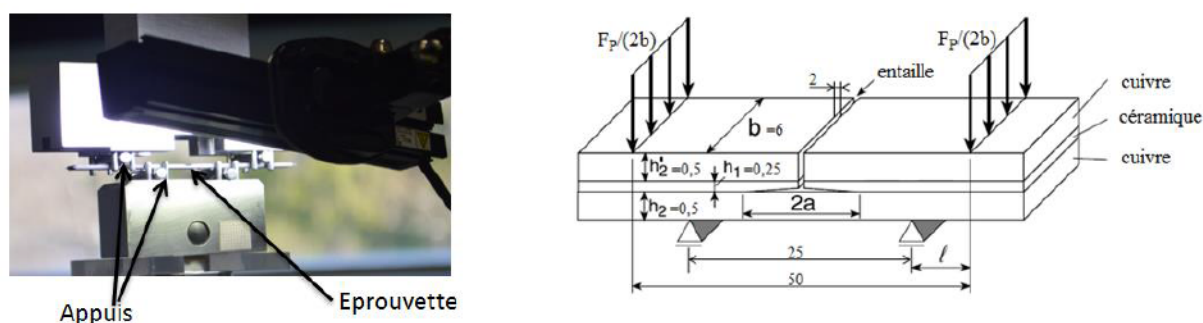


Figure III-6 : Dispositif expérimental du test flexion 4 points

En plus de l'enregistrement force - déplacement, nous suivons optiquement la fissuration interfaciale. Le dispositif d'acquisition d'image disponible au laboratoire SIMaP se compose

- d'une caméra (Figure III-7) haute résolution modèle **Prosilica GX6600** qui possède une résolution de  $6575 \times 4384 \approx 29$  Mpixels ;



Figure III-7: Caméra haute résolution ProsilicaGX6600 montée avec un objectif bi-télécentrique TC 16M 012

- d'un objectif télécentrique (Figure III-7) de la série TC16M conçu pour s'adapter au format des détecteurs de 35 mm (monture type F) permettant l'utilisation de la caméra 29 Mpixels. La distance entre l'avant de l'objectif et l'objet est de 57,8 mm et le grandissement est x3. L'objectif télécentrique est long de 378,7 mm pour un diamètre 45 mm.



## 2-3 Caractérisation expérimentale de la fissuration interfaciale

La caractérisation mécanique en flexion quatre points de l'interface cuivre - céramique, dans le cas d'une éprouvette tri-couche dont l'épaisseur totale est de 1,25 mm (0,5 mm de cuivre x2 et 0,25 de céramique), a conduit à l'obtention d'une courbe force-déplacement présentée en Figure III-8. La pente initiale ascendante est d'abord linéaire puis non linéaire, ce qui correspond à l'entrée en plasticité de la couche de cuivre. Le pic de force (A) correspond à la rupture dans la céramique, qui a lieu dans la zone où elle a été mise à nu et apparaît selon le plan perpendiculaire à la direction de la contrainte principale maximum. Cette rupture conduit à une chute du niveau de force appliqué. La reprise de charge (B) aboutit à un quasi-plateau de force qui correspond à la fissuration interfaciale. Cette avancée de la fissure interfaciale est suivie optiquement et sera décrite en détail par la suite. Le point (C) correspond à la fin de course du des parties inférieure et supérieure du montage et constitue la limite de déplacement à ne pas dépasser.

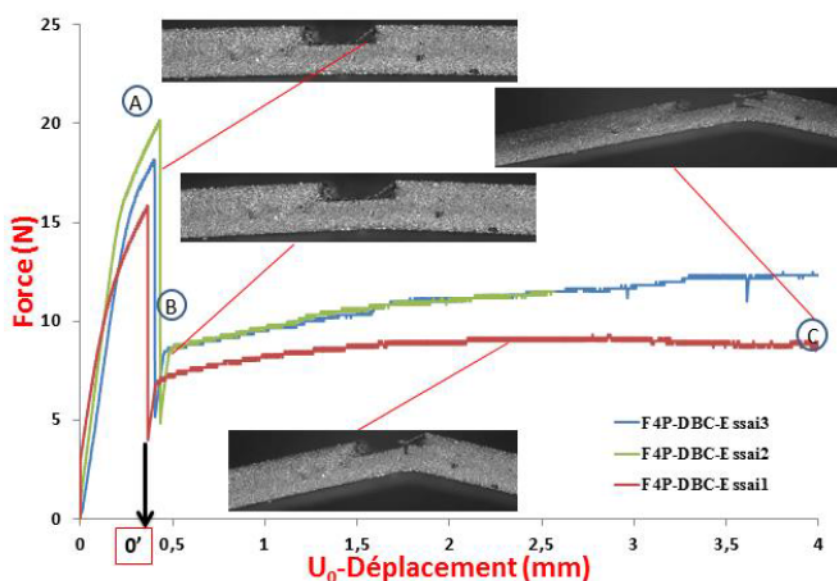


Figure III-8 : Courbe force-déplacement caractéristique d'un essai de flexion quatre points, pour observer la fissuration interfaciale cuivre – céramique.

La Figure III-9 présente la partie de l'enregistrement correspondant à la propagation de la fissure le long de l'interface, après la rupture dans la céramique (point B en Figure III-8). Cette information permet de déterminer l'énergie d'adhérence de l'interface sans faire intervenir la longueur de fissure. Elle est ensuite couplée avec un suivi local optique de l'avancement de la fissure au cours du chargement. Ces deux mesures constituent la base d'informations servant à identifier les paramètres d'un modèle cohésif pour l'interface.

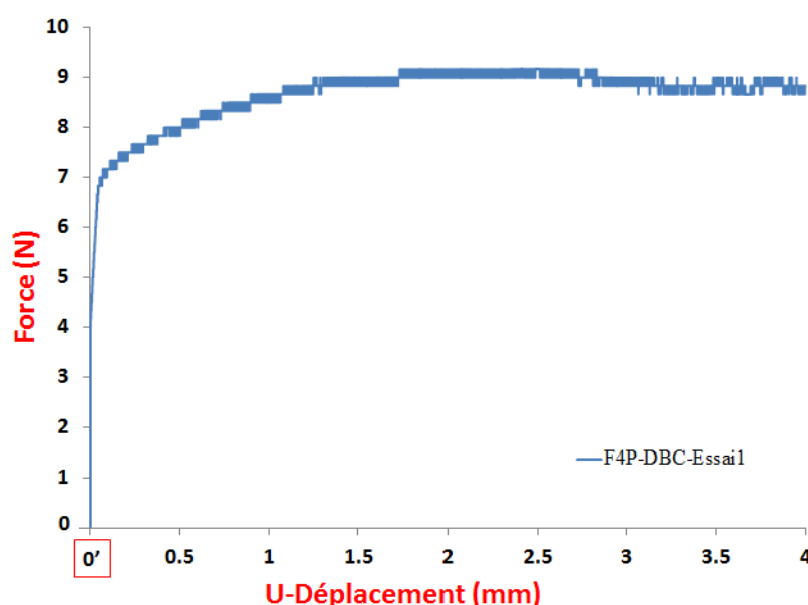


Figure III-9: Courbe expérimentale de la force - déplacement enregistrée lors d'un essai de flexion quatre points – au cours de la propagation de la fissure interfaciale.

## 2-4 Suivi optique de la fissuration interfaciale

Au cours de l'essai, un suivi optique du décollement entre la couche du cuivre et la céramique est mené. Nous qualifions cette information de « locale » et « mésoscopique » dans la mesure où la détection du fond de fissure et sa « process zone », tel que présenté dans [RET 13] n'est pas menée ici. Des images de la décohésion sont enregistrées simultanément avec la valeur de la force et du déplacement imposé. Une caméra 29 Mégapixel (Figure III-7) associée à un télécentrique x3 avec 0.2 mm de profondeur de champ permet cette observation et une illustration des images obtenues est donnée en Figure III-10, ainsi qu'en annexe. L'objectif est d'obtenir une estimation de l'avancée de la fissure avec le déplacement imposé au cours de sa propagation stable, le long du plateau de force en Figure III-9 (entre B et C).



Pour mesurer l'avancée de la fissure au cours du chargement, la méthodologie est la suivante : pour certaines valeurs du déplacement  $U$ , une photographie de l'échantillon est prise. Cette image est utilisée pour mesurer l'ouverture le long de l'interface et la longueur de la fissure. Deux exemples de telles mesures sont reportés en Figure III-10 pour un déplacement  $U=2\text{mm}$ . L'analyse d'images est menée avec "ImageJ<sup>1</sup>". La conversion de pixel en mm est obtenue en mesurant l'épaisseur de la céramique en pixel correspondant à  $0,25\text{ mm}$ . Nous obtenons  $1\text{ pixel} = 1,2\text{ }\mu\text{m}$  avec une incertitude de  $0,04\text{ }\mu\text{m}$ .

Une mesure de la longueur de la fissure est présentée en Figure III-10 pour  $U=2\text{mm}$ . Les autres mesures sont données en annexe de ce chapitre.

#### 2-4-1 Mesure de la longueur de fissure $a$

Dans l'exemple en Figure III-10, le front de fissure est difficile à identifier optiquement. Nous choisissons de définir la longueur de fissure  $a$  comme correspondant à la distance entre le coin de céramique (couche supérieure) et le point d'intersection avec la couche inférieure du cuivre. Pour le cas présenté en Figure III-10 la longueur moyenne depuis le coin est de  $430\text{ }\mu\text{m}$ , avec une incertitude de  $\pm 50\text{ }\mu\text{m}$ .

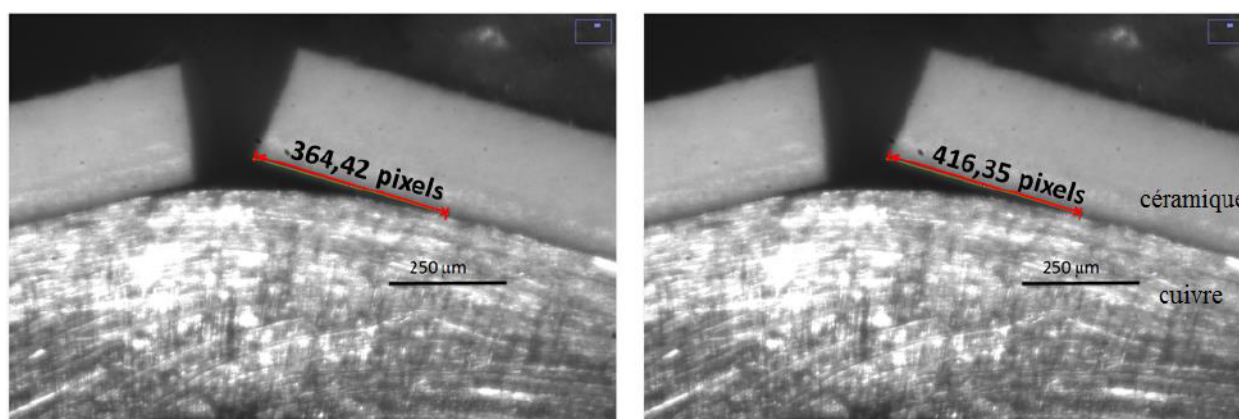


Figure III-10 : Mesure de la longueur de fissure pour un déplacement de 2mm, à gauche une mesure minimum, à droite une mesure maximum.

<sup>1</sup> Un logiciel multiplateforme et open source de traitement et d'analyse d'images développé par les National Institutes of Health. En analyse d'image, il permet de dénombrer des particules, d'évaluer leurs ratios d'aspect, de mesurer diverses grandeurs (distances, surfaces), d'extraire des coordonnées de contours.

Une telle mesure géométrique ne permet pas d'identifier la longueur totale de la fissure qui est sous-estimée. En revanche, au cours de la propagation nous faisons l'hypothèse que cette erreur n'augmente pas, voire qu'elle peut diminuer à mesure que l'angle entre les surfaces décollées du cuivre et de la céramique augmente. Dans cet esprit, la mesure que nous effectuons ici est inspirée de celle reportée par Blaysat et al [BLA15] dans le cas d'essais de délaminage. En reproduisant ces mesures pour différentes valeurs du déplacement  $U$ , nous présentons en Figure III-11 la variation de la longueur de fissure  $a$  ainsi mesurée en fonction du déplacement imposé par des appuis  $U$ . Nous observons que l'avancée de la fissure a lieu pour un déplacement  $U=1\text{mm}$  et qu'un accroissement linéaire  $a=(U)$  est mesuré pour  $U>1,5\text{mm}$ . Pour l'identification du modèle cohésif, nous ne nous intéressons pas aux valeurs mesurées de  $a(U)$  mais nous nous servons de l'information du taux d'avancée de fissure  $\Delta a$  avec le déplacement  $\Delta U$ , indépendant de la mesure absolue de  $a$ . Nous notons que pour  $1\text{mm} < U < 1,5\text{mm}$ , l'avancée de la fissure est non linéaire avec  $U$ . Nous attribuons cette observation à une transition entre une singularité initiale en coin vers celle d'une fissure 'naturelle'. La partie de la courbe au-delà d'un déplacement  $U=1,5\text{mm}$  sera utilisée pour la calibration du modèle cohésif.

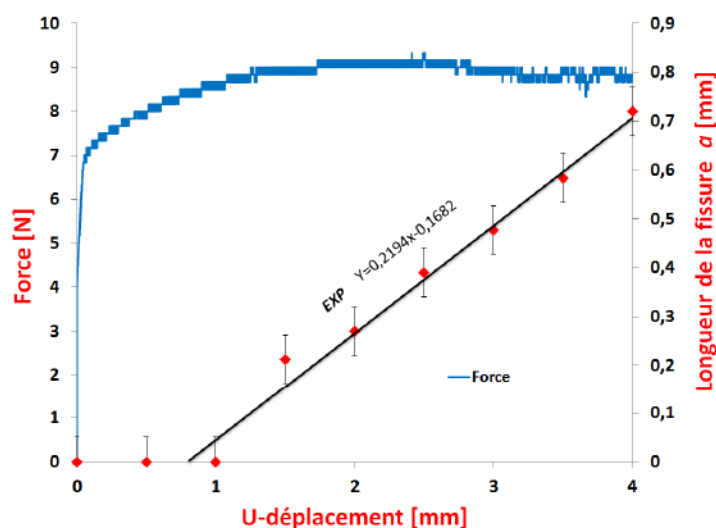


Figure III-11 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement imposé avec les incertitudes de mesure et la force - déplacement enregistrée lors d'un essai de flexion quatre points.

## 2-5 Modèles analytiques pour une première estimation de l'énergie d'adhérence de l'interface

On trouve principalement deux modèles analytiques qui ont été élaborés dans le but de déterminer l'énergie d'adhérence d'une interface continue à partir de cet essai mécanique pour un comportement élastique linéaire et isotrope des constituants : le modèle de Charalambides et al, établi en 1989 [CHA 89], s'intéresse à la propagation d'une fissure entre deux couches et celui de Hofinger et al [HOF 98]. Ce dernier prend en compte la décohésion d'une interface d'un assemblage de trois couches comme dans notre cas.

### 2-5-1 Interface dans un assemblage avec deux constituants.

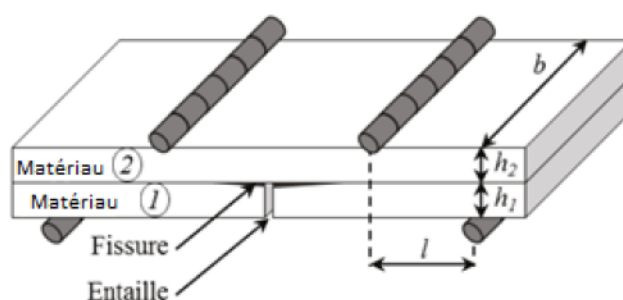


Figure III-12 : Flexion 4 points et fissuration interfaciale entre deux couches.

Dans la configuration où la fissure étudiée se propage à l'interface entre deux constituants dont le comportement est élastique linéaire et isotrope, Charalambides et al [CHA 89] ont proposé une expression du taux de restitution d'énergie critique  $\Phi_{sep}$  en fonction des différents paramètres de l'essai flexion quatre points et des caractéristiques des matériaux selon

$$\Phi_{sep} = \frac{3F_P^2 l^2}{2E_2 H^3 b^2} \left[ \frac{1}{\left(\frac{h_2}{H}\right)^3} - \frac{\eta}{\left(\frac{h_2}{H}\right)^3 + \eta \left(\frac{h_2}{H}\right)^3 + \frac{3\eta h_1 h_2}{H^2 \left(\frac{h_1}{H} + \eta \frac{h_2}{H}\right)}} \right], \quad (\text{III-2})$$

avec  $h_i$ ,  $E_i$  et  $\nu_i$  correspondant respectivement à l'épaisseur, le module de Young et le coefficient de Poisson des couches ( $i=1, 2$ ) suivant la nomenclature donnée en (Figure III-12),

$H = h_1 + h_2$  est l'épaisseur totale de l'assemblage et  $\eta = \frac{E_2(1-\nu_1^2)}{E_1(1-\nu_2^2)}$  le rapport des modules

élastiques en déformation plane.

Le terme  $F_P$  correspond à la valeur du plateau de force au cours de la fissuration interfaciale,  $l$  est la moitié de la distance entre les appuis extérieurs et intérieurs,  $b$  la largeur de l'échantillon. Dans le cas où l'épaisseur des deux couches est identique ( $h_1=h_2$ ) et ( $H=2h_1$ ). L'expression du taux de restitution d'énergie critique devient :

$$\Phi_{sep} = \frac{21(1-\nu^2)}{16} \frac{l^2}{E} \frac{F_P^2}{b^2 h^3}. \quad (\text{III-3})$$

## 2-5-2 Interface dans un assemblage de trois couches

Le modèle de **Charalambides et al** [CHA89] a été étendu par Hofinger et al [HOF98] et Lucksanasombool [LUC03] pour tenir compte d'un assemblage à trois couches, la configuration de l'essai étant décrite schématiquement en (Figure III-13).

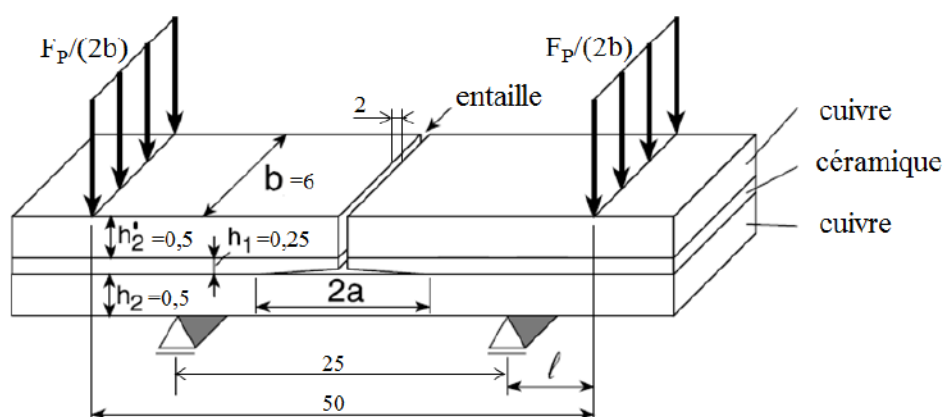


Figure III-13 : Flexion 4 points et fissuration interfaciale dans un assemblage à trois couches.

Dans notre cas nous avons une couche de céramique insérée entre deux couches de cuivre identiques (Figure III-13). Les longueurs sont données en [mm]. À partir des caractéristiques des matériaux ( $E_i$ ,  $\nu_i$ ), des paramètres géométriques et sous flexion quatre points, l'expression du taux de restitution d'énergie critique devient [HOF 98] :

$$\Phi_{sep} = \frac{M_b^2(1-\nu_2^2)}{2E_2} \left( \frac{1}{I_2} - \frac{1}{I_c} \right) \quad (\text{III-4})$$

avec le moment de flexion maximum par unité de largeur

$$M_b = \frac{F_P l}{2b} \quad (\text{III-5})$$

$$I_2 = \frac{h_2^3}{12} \quad (\text{III-6})$$

$$I_c = \frac{h_2^3}{3} + \kappa \frac{h_1^3}{3} + \mu \left( \frac{h_2^3}{3} + h_2^2 h_1 + h_1^2 h_2 \right) - \frac{[h_2^2 - \kappa h_1^2 - \mu(h_2^2 + 2h_1 h_2)]^2}{4(h_2 + \kappa h_1 + \mu h_2)} \quad (\text{III-7})$$

$$\kappa = \frac{E_1(1-\nu_2^2)}{E_2(1-\nu_1^2)}, \quad \mu = \frac{E_2(1-\nu_2^2)}{E_2(1-\nu_2^2)} \quad (\text{III-8})$$

Le terme  $F_P$  correspond à la valeur de la force, constante au cours de la fissuration interfaciale,  $l$  la distance entre les deux appuis,  $b$  la largeur de l'échantillon.  $h_i$ ,  $E_i$  et  $\nu_i$  ( $i=1$  pour la céramique,  $i=2$  pour le cuivre) sont respectivement l'épaisseur, le module de Young et le coefficient de Poisson. Le terme  $I_2$  correspond au moment d'inertie de la couche cuivre,  $M_b$  est le moment de flexion,  $I_c$  représente le moment d'inertie de l'empilement. Les moments sont calculés par unité de largeur. La valeur de la force lorsque le plateau est observé (Figure III-9) permet d'estimer le taux de restitution d'énergie critique  $\Phi_{sep}$ .

Dans le cas où le comportement des constituants de base est élastique linéaire et isotrope, le modèle analytique présenté ci-dessus permet une estimation de l'énergie d'interface à partir de la mesure de la force du plateau est obtenu (Figure III-9). À partir des



valeurs reportées en (Tableau III-1) et des mesures expérimentales, nous évaluons le taux de restitution d'énergie critique  $\Phi_{sep}=32 \text{ J/m}^2=0.032\text{N/mm}$ .

$F_c$	$E_1(\text{CERA})$	$\nu_1(\text{CERA})$	$E_2(\text{Cu})$	$\nu_2(\text{Cu})$	$M_b$	$I_2$	$k$	$\mu$	$I_c$	$\Phi_{sep}$
[N]	[GPa]		[GPa]		[Nmm]	[mm <sup>3</sup> ]			[mm <sup>3</sup> ]	[N/mm]
9	340	0,24	127	0,33	9,37	0,01	2,83	1	0,16	0,032

Tableau III-1 : Résumé du calcul analytique de l'énergie d'adhérence, en faisant l'hypothèse d'un comportement élastique et linéaire des constituants

Cette estimation constitue une borne supérieure de l'énergie d'interface, dans la mesure où la réponse élastique – plastique du cuivre dissipe une part du chargement de flexion. Elle nous servira cependant pour une première estimation de l'énergie de séparation de l'interface. Le comportement non linéaire du cuivre impose une modélisation par éléments finis de l'essai permettant l'intégration des lois de comportement plastique. Le comportement mécanique de l'interface est décrit à l'aide d'un modèle cohésif présenté dans le paragraphe suivant. Son identification requiert de coupler des mesures macroscopiques force – déplacement des appuis avec une mesure locale de longueur de la fissure interfaciale au cours du chargement.

### 3- Présentation du modèle cohésif

Afin de décrire la rupture, nous trouvons dans la littérature plusieurs modèles proposés décrivant le processus de fissuration (X-FEM [BHA 96, MOE 02], Virtual Crack Model [PAR 74] et les modèles cohésifs [NEE87, TVE 92, CAM 02]). Parmi ces méthodes, nous choisissons une description à l'aide d'un modèle cohésif, qui mime mécaniquement le processus de fissuration. Ce choix est motivé par la possibilité d'incorporer une longueur caractéristique dans la description qui nous permettra d'évaluer des effets de taille et, dans le cas présent, des effets d'épaisseur des couches de l'assemblage. Le comportement mécanique de l'interface est régi par une loi « traction-ouverture » (Figure III-14). Dans le cas d'une rupture en mode I, les contraintes dans la direction perpendiculaire au plan de la surface cohésive sont exprimées en fonction des déplacements relatifs des faces inférieures et supérieures. La Figure III-14 présente le principe général du modèle. L'aire sous la courbe correspond à l'énergie nécessaire pour créer une fissure localement. Le profil traction - ouverture comporte une partie ascendante linéaire jusqu'à la valeur de traction  $T_{max}$ . À partir



de cette valeur, la décohésion a lieu jusqu'à l'ouverture critique  $\delta^{cr}$  correspondant à la germination d'une fissure (correspondant à un saut de déplacement  $\delta^{cr}$  et la traction nulle sur la surface cohésive correspondante). La raideur de la partie ascendante est « suffisamment » grande pour assurer la continuité des champs de déplacement au voisinage de la zone cohésive, tant que l'amorçage de la décohésion n'a pas lieu. La partie adoucissante est gérée de manière analogue aux descriptions de mécanique de l'endommagement avec la variable d'endommagement  $D$  qui vaut 0 avant l'amorçage de la décohésion et 1 lorsqu'une fissure apparaît.

L'énergie de séparation nécessaire pour créer une fissure localement est liée au taux de restitution d'énergie critique selon :

$$\Phi_{sep} = \frac{1}{2} T_{max} \delta^{cr}, \quad (III-9)$$

avec  $T_{max}$  (MPa) est la contrainte de traction correspondant à l'amorçage de la décohésion et  $\delta^{cr}$  (mm) est l'ouverture critique caractéristique du mécanisme de rupture. L'ouverture des surfaces cohésives  $\delta_0$  lorsque la traction vaut  $T_{max}$  est prise suffisamment petite pour assumer la relation (III-9) (en pratique  $\delta_0 < 1\% \delta^{cr}$ ). Si la réponse des constituants est élastique

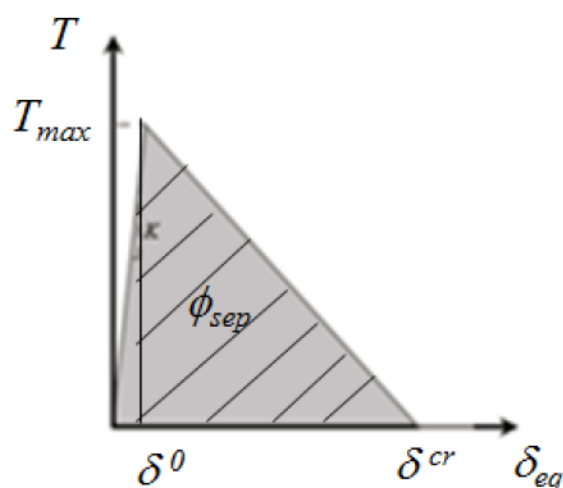


Figure III-14 : Loi traction ouverture - modèle bilinéaire pour l'élément cohésif

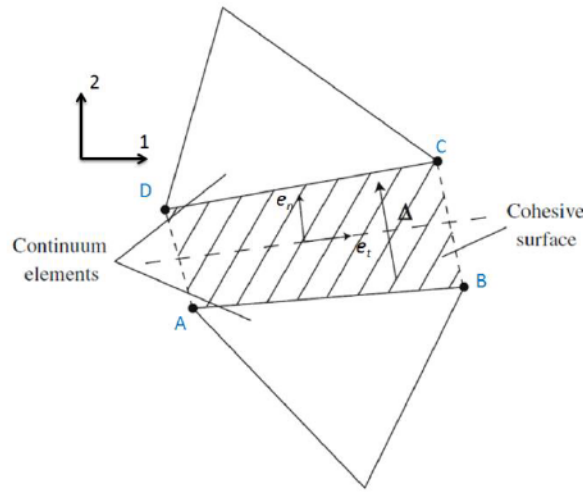


Figure III-15 : Description d'un élément cohésif avec le plan de la surface intermédiaire

$$\vec{e}_t = (\vec{AB} + \vec{DC}) / \|\vec{AB} + \vec{DC}\|$$

et  $\vec{e}_n$  la direction tel que  $\vec{e}_n(-\vec{e}_{t1}, \vec{e}_{t2})$

Dans le cas d'un chargement mixte entre les directions normale et tangentielle, le saut de déplacement  $\vec{\Delta}$  est interpolé entre  $\vec{AD}$  et  $\vec{BC}$  à partir duquel on définit  $\Delta_n = \vec{\Delta} \cdot \vec{e}_n$  et  $\Delta_t = \vec{\Delta} \cdot \vec{e}_t$ . À partir de ces composantes, le déplacement équivalent suivant est calculé

$$\delta_{eq} = \sqrt{\langle \delta_n \rangle^2 + \delta_t^2} \quad (\text{III-10})$$

Les tractions normales et tangentielles sont  $T_n$  et  $T_t$  associées à  $\delta_n$  et  $\delta_t$  dont les variations sont décomposées en,  $i=n$  ou  $t$ :

- pour :  $\delta_i < \delta^0$

Le comportement de l'élément est linéaire élastique :

$$T_i = k_i \cdot \delta_i, \quad (\text{III-11})$$

avec  $k_i$  suffisamment grand pour assurer la continuité des champs de déplacement autour de la surface cohésive

- pour :  $\delta^0 < \delta_i < \delta^\sigma$  au cours de l'adoucissement

$T_{max}$  correspond à l'amorçage de la décohésion. À partir de cette valeur seuil, la raideur de l'élément est dégradée progressivement. Le lien avec la mécanique de l'endommagement est exprimé en définissant une variable scalaire  $D_i$  fonction du déplacement maximal  $\delta^{max}$  au cours du chargement. Le comportement de l'élément est alors décrit par la relation suivante (Figure III-16) :

$$T_i = (1 - D)k_i\delta_i \quad (III-12)$$

Et l'expression de l'endommagement :

$$D = \frac{\delta^{cr}(\delta_{eq}^{max} - \delta^0)}{\delta_{eq}^{max}(\delta^{cr} - \delta^0)} \quad (III-13)$$

- pour :  $\delta_{eq}^{max} = \delta^{cr}$  germination d'une fissure

La valeur  $\delta^{cr}$  correspond à la valeur du déplacement pour laquelle la décohésion totale des deux couches adjacentes est atteinte. Une fois cette valeur atteinte, la raideur de l'élément est considérée comme nulle en imposant également une traction nulle sur les surfaces cohésives. La raideur initiale de l'élément peut néanmoins lui être réattribuée pour éviter l'interpénétration des couches préalablement rompues. La valeur de  $T_{max}$  définit l'amorçage de la décohésion dès lors que le critère ci-dessous (QUADS dans Abaqus) est atteint [Das 06, CAM 13]

$$\left(\frac{\langle \sigma_n \rangle}{T_{max}}\right)^2 + \left(\frac{T_t}{T_{max}}\right)^2 = 1, \quad (III-14)$$

On obtient ainsi le comportement équivalent :

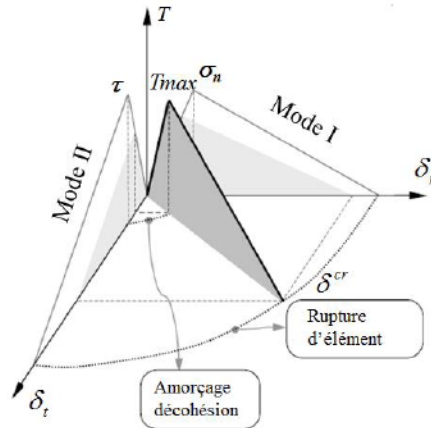


Figure III-16 : Courbe de loi traction ouverture d'un élément cohésif : Description du critère d'amorçage de  
décohésion « QUADS »

$$\text{avec } T_{\max} = \sqrt{\sigma_n^2 + \tau^2}$$

Au cours des calculs, il est possible de suivre la propagation de la fissure des éléments cohésifs grâce à une variable d'endommagement « *SDEG* » correspondant à '*D*' en (III-12) disponible pour chaque élément de la zone cohésive et à chaque incrément de calcul. Ce critère varie entre 0 et 1. On considère que l'élément est complètement endommagé lorsque le paramètre d'endommagement atteint  $0 \leq D \leq D_c < 1$  avec  $D_c = 0,98$ . Les éléments qui présentent un endommagement compris entre 0 et 0,98 composent la « process zone cohésive ». On rappelle que dans cette zone, les forces s'exercent encore sur les deux surfaces cohésives. Nous déterminons la valeur de la contrainte normale dans l'élément cohésif lorsque la variable *D* atteint 0,98. Nous supposons que l'élément est rompu pour cette valeur de *D*. Afin de déterminer le niveau de traction correspondant à cette valeur de *D* vis-à-vis de  $T_{\max}$  nous procédons de la manière suivante :

À partir des équations ((III-12) et (III-11)) nous exprimons

$$\delta^{\max} = \frac{\delta^{\text{cr}} \frac{T_{\max}}{k}}{\delta^{\text{cr}} (1 - D) + D \frac{T_{\max}}{k}}, \quad \delta^0 = \frac{T_{\max}}{k} \quad (\text{III-15})$$

Par la suite, nous introduisons  $\delta^0$  (voir équation (III-15)) et nous déterminons la valeur de la contrainte *T* quand  $0 < D < 1$ . *T* s'écrit

$$T = \frac{(1-D)T_{\max}\delta^{cr}}{\delta^{cr}(1-D) + D\frac{T_{\max}}{k}} \quad (\text{III-16})$$

Pour  $T = \phi T_{\max}$ , nous obtenons  $\phi$  pour une valeur de  $D$  choisie selon :

$$\phi = \frac{(1-D)T_{\max}\delta^{cr}}{T_{\max}(\delta^{cr}(1-D) + D\frac{T_{\max}}{k})} \quad (\text{III-17})$$

Pour  $T_{\max}=450\text{MPa}$ ,  $k=10^8 \text{ MPa/mm}$ ,  $Gc=10\text{J/m}^2$ ,  $\delta^{cr}=44\text{nm}$  et  $Dc=0,98$ , nous trouvons une valeur de  $\phi=16,76\%$  soit  $T=0,16T_{\max}$ .

Pour des raisons pratiques, nous adoptons l'estimation de la position du fond d'entaille correspondant à  $Dc$ . La longueur de la process zone correspondant à  $0 < D < Dc$  est de l'ordre de 0,35 mm, bien inférieure à la valeur de la longueur de fissure mesurée. L'identification de deux paramètres est suffisante pour caractériser le modèle cohésif adapté, à savoir le couple  $(T_{\max}, \delta^{cr})$  ou bien  $(T_{\max}$  et  $\Phi_{sep}$ ),  $\Phi_{sep}$  correspondant à l'énergie de séparation nécessaire pour créer deux surfaces libres. L'identification est réalisée à l'aide de la simulation numérique de l'essai de flexion 4 points en 2D. Une approche globale à partir de la courbe force - déplacement enregistrée au cours de l'essai et une deuxième mesure locale, correspondant à l'avancement de la fissure interfaciale en fonction du déplacement imposé, constitue la base expérimentale pour cette identification. Le chargement en flexion quatre points est mixte entre les modes I et II, et par conséquent entre les composantes normales et tangentielles,  $T_n$  et  $T_t$ , du vecteur contrainte sur la zone cohésive.

#### 4- Modélisation de l'essai de flexion quatre points

L'objet de cette partie est d'ajuster le couple de paramètres  $(T_{\max}$  et  $\Phi_{sep})$  de la loi cohésive décrivant le comportement de l'interface. La modélisation prend en compte les conditions de chargement et les conditions aux limites nécessaires à une simulation réaliste de l'essai de flexion quatre points et la modélisation de décohésion interfaciale.



#### 4-1 Géométrie et conditions aux limites

La finalité de la simulation de l'essai de flexion 4 points (Figure III-17) est d'identifier les paramètres ( $T_{\max}$  et  $\Phi_{sep}$ ) de la loi cohésive décrivant le comportement de l'interface de l'assemblage cuivre - céramique. Les appuis sont modélisés par des cylindres rigides auxquels on impose un déplacement pour les cylindres extérieurs, les cylindres intérieurs demeurant fixes. Ainsi on reproduit les conditions de l'essai réel. Compte tenu du rapport entre la largeur (6 mm) et l'épaisseur de l'échantillon (1.25mm), la modélisation est menée en 2D sous l'hypothèse de déformation plane.

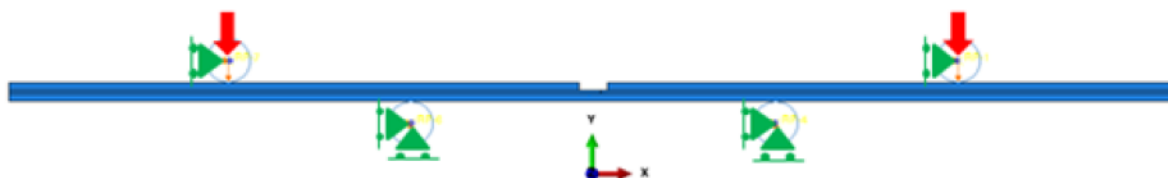


Figure III-17 : Conditions aux limites et chargement de l'essai de flexion 4 points

Le modèle éléments finis est réalisé avec Abaqus [ABQ11]. Il reprend la géométrie de l'essai présenté précédemment : La couche supérieure de cuivre est constituée de deux parties séparées de 2 mm. Dans la couche de céramique du milieu, une préentaille verticale est créée. Entre la couche de céramique et la couche de cuivre inférieure, des éléments cohésifs sont insérés, autorisant ainsi la fissuration interrassiale. Les deux zones cohésives ou seulement l'une des deux zones cohésives sont / est activée(s) selon l'observation expérimentale de fissuration symétrique ou asymétrique. De fait, une propagation de la fissure interfaciale asymétrique est observée, dont la conséquence sur la courbe force – déplacement sera évaluée. Les dimensions de chaque couche sont de 0,5 mm d'épaisseur pour le cuivre, 0,25mm d'épaisseur pour la céramique et la longueur de l'éprouvette est de 100 mm. L'écart entre les rouleaux intérieurs est de 25mm et 50mm pour les rouleaux extérieurs, leur diamètre étant de 3mm. Les rouleaux sont modélisés en tant que corps rigide, un contact simple unilatéral étant pris en compte entre les rouleaux et les couches de cuivres. Sur le plan pratique, chaque couche est gérée géométriquement sous Abaqus en tant que "parts", ainsi que les zones cohésives, la continuité du déplacement entre chaque géométrie étant gérée par l'option "Tie" (contrainte de pénalité cinématique pour assurer la continuité des



déplacements) entre les surfaces "maîtres" correspond à la matière, celles "esclaves" à la zone cohésive.

## 4-2 Maillage et propriétés des matériaux

Un maillage structuré est employé pour l'assemblage DBC. La taille des éléments pour les parties de cuivre et de céramique est de  $0,1 \times 0,1 \text{ mm}^2$  et pour la partie de zone cohésive la taille des éléments est de  $0,05 \text{ mm}$ . Des éléments quadratiques sont utilisés pour les couches du cuivre et de céramique, nécessaire lorsque le comportement est élastoplastique sous l'hypothèse de déformation plane.

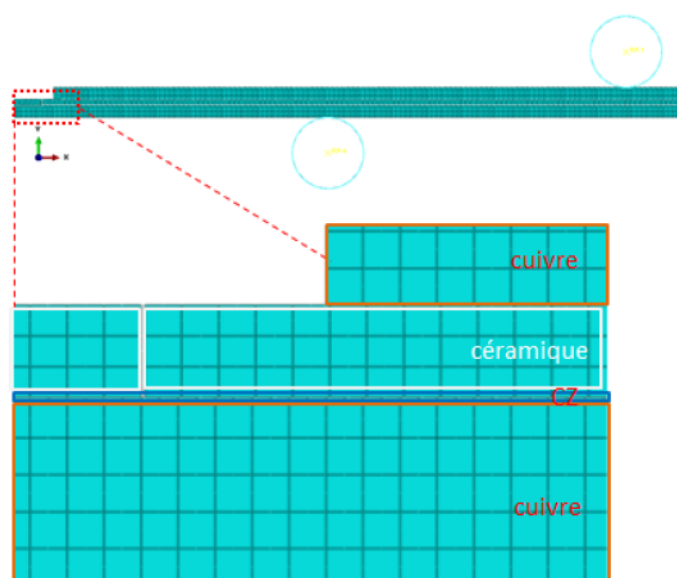


Figure III-18 : Maillage du modèle de flexion 4 points

Les propriétés mécaniques affectées à chaque constituant sont rassemblées dans le Tableau III-2: une loi de comportement élastoplastique pour le cuivre et une loi élastique linéaire et isotrope pour la couche de la céramique.

matériau	$E$ [GPa]	$\nu$	$\sigma_y$ [MPa]	$C$ [MPa]	$\gamma$
Cuivre (Cu1)	127	0,33	60	1677	14,8
Céramique $Al_2O_3 + 9\% ZrO_2$	340	0,24	-	-	-

Tableau III-2 : Propriétés mécaniques des constituants de base de l'assemblage DBC

## 5- Méthodologie d'identification et résultats

Dans la partie deux de ce chapitre, nous avons présenté les calculs analytiques de l'énergie d'adhérence interfaciale. Nous avons fait l'hypothèse d'un comportement linéaire élastique, déterminé à partir de la valeur de force au cours de la propagation de la fissure dans l'essai de flexion quatre points. Ces calculs permettent une estimation du taux de restitution d'énergie  $\Phi_{sep} = 32 \text{ J/m}^2$ . Cette valeur constitue une borne supérieure dans la mesure où le comportement du cuivre est élastoplastique et qu'une partie de l'énergie est dissipée plastiquement.

L'objectif de cette partie est d'identifier les caractéristiques du modèle cohésif à partir de  $\Phi_{sep} = \frac{1}{2} T_{max} \cdot \delta^{cr}$ . Seuls deux paramètres sont à identifier et nous choisissons de le faire pour l'énergie d'interface  $\Phi_{sep}$  et la contrainte à l'amorçage de la décohésion  $T_{max}$ . À partir de ces deux valeurs, il sera possible d'en déduire l'ouverture critique  $\delta^{cr}$  correspondant à l'apparition locale d'une fissure. Avant de procéder à cette identification nous évaluons l'influence d'une propagation de fissure interfaciale symétrique ou non symétrique sous flexion quatre points. Le moment appliqué étant constant entre les appuis intérieurs, ceci n'a pas d'influence sur le taux de mixité modale. En revanche, qu'en est-il sur les mesures macroscopiques force – déplacement ?

### 5-1 Influence de la symétrie / asymétrie de la propagation interfaciale

Dans ce paragraphe, nous étudions l'effet de la propagation (symétrique et asymétrique) (Figure III-19) le long de l'interface. Pour le modèle cohésif, nous prenons  $\Phi_{sep} = 32 \text{ J/m}^2$ ,  $T_{max} = 400 \text{ MPa}$ . Les constituants sont supposés élastiques linéaires isotropes. Expérimentalement, la fissure se propage de manière asymétrique. Nous tenons compte de cette observation en augmentant la valeur de  $T_{max} = 1000 \text{ MPa}$  pour la zone cohésive de gauche vis-à-vis du plan de symétrie vertical de l'essai de flexion quatre points. De fait, la propagation le long de la surface cohésive de droite est favorisée, comme nous l'observons en Figure III-19.

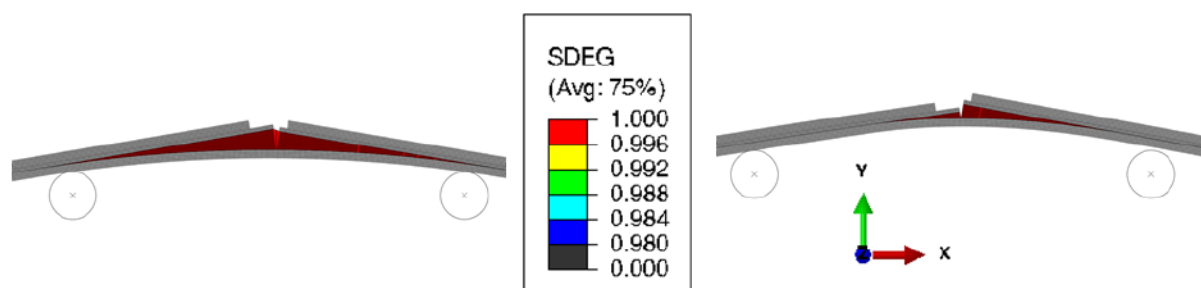


Figure III-19: Propagation de la fissure à l'interface de l'assemblage par la variable d'endommagement "SDEG" : propagation symétrique à gauche et asymétrique à droite pour une valeur de déplacement des rouleaux  $U=2\text{mm}$ .

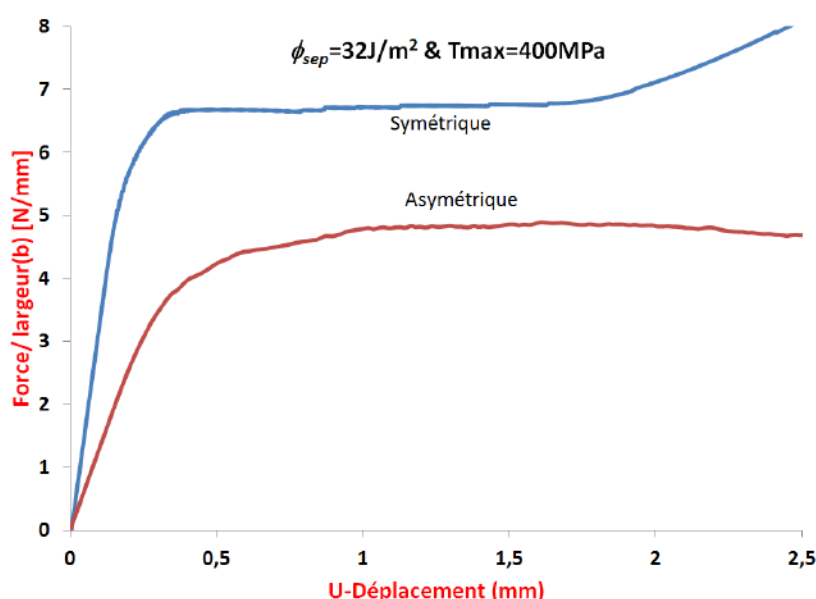


Figure III-20 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, influence de la configuration initiale

Nous reportons la variation de la résultante de force  $F$  vis-à-vis du déplacement imposé  $U$  en Figure III-20. Nous observons que le plateau de force correspond à la configuration symétrique est notablement supérieur à celui du cas asymétrique. Dès lors, pour les comparaisons entre les prédictions du modèle et les mesures, il apparaît nécessaire de tenir compte de cette asymétrie. Dans le paragraphe suivant, nous tentons de clarifier l'origine de cette asymétrie.

### 5-1-1 Origine(s) de la propagation asymétrique

L'origine de la propagation asymétrique de la fissure interfaciale observée expérimentalement peut être due à plusieurs facteurs : (i) inclinaison du montage de quelques degrés (Figure III-23) pour les mêmes propriétés interfaciales des deux côtés de propagation engendrant une fissuration asymétrique ou (ii) une différence de la contrainte d'amorçage d'endommagement  $T_{max}$  de 10% entre les zones cohésives gauche et droite, (iii) voir encore un amorçage prématuré dû à la présence de défauts dans l'interface. Les deux premiers cas sont examinés.

Le cas (i) correspond à un défaut d'horizontalité du plateau supérieur. L'alignement global est tourné dans la mesure où le plateau inférieur est rotulé. Nous observons en Figure III-21 que cette configuration conduit à une légère asymétrie de propagation. Le cas (ii) correspond à la situation où les caractéristiques du modèle cohésif sont légèrement différentes, avec  $T_{max}=440\text{MPa}$  pour la zone cohésive de gauche et  $T_{max}=400\text{MPa}$  pour celle de droite. Dans ce cas, Figure III-22 une asymétrie de propagation plus grande est observée pour  $U=2\text{mm}$ .

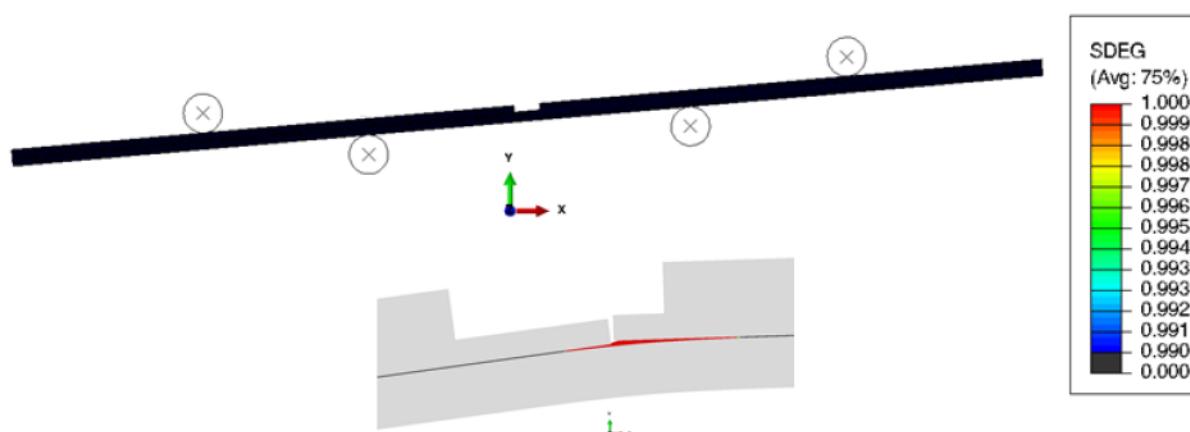


Figure III-21 : Simulation d'un essai de flexion quatre points avec une inclinaison de l'éprouvette de 5° par rapport à l'horizontale, pour un déplacement imposé  $U=2\text{mm}$

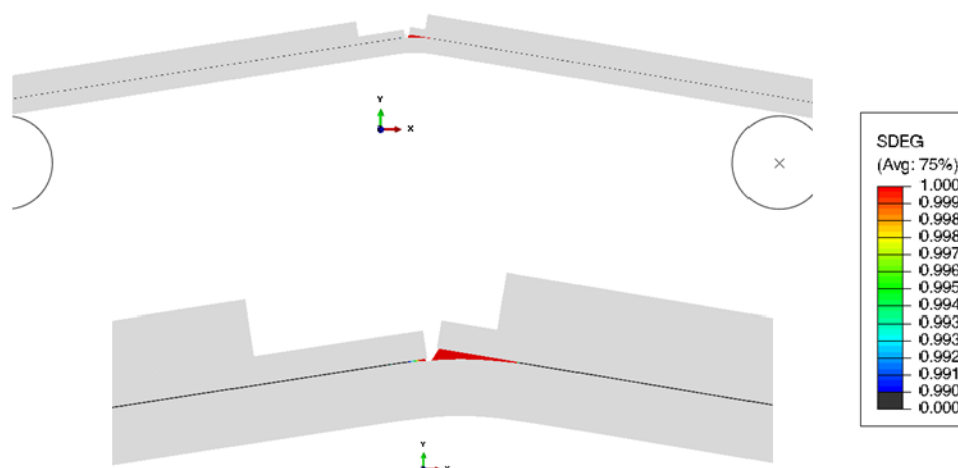


Figure III-22 : Simulation d'un essai de flexion quatre points avec deux modèles cohésifs décrits par le couple ( $\Phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ ,  $T_{max}=440\text{MPa}$ ) à gauche et ( $\Phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ ,  $T_{max}=400\text{MPa}$ ) à droite de l'interface.

Le cas (iii) considère la présence d'un défaut à l'interface, modifiant la fissure initiale entre la céramique et la couche de cuivre inférieure : un coin de  $90^\circ$  est considéré dans les cas (i) et (ii). A présent, une fissure naturelle de différentes longueurs est prise en compte dans la zone cohésive de droite. La Figure III-23 correspond à une observation au MEB de l'interface rompue sur laquelle on distingue des trous circulaires de quelques dizaines de microns. En 2D, nous représentons ces défauts par une fissure naturelle de longueur variable. Sur la Figure III-24, nous reportons les mesures macroscopiques force-déplacement. La présence d'une fissure naturelle initiale conduit à une légère diminution du plateau de force pour lequel la propagation interfaciale a lieu. Nous observons que pour une longueur initiale de défaut supérieure à  $20\mu\text{m}$ , ce paramètre n'influence plus la réponse macroscopique.



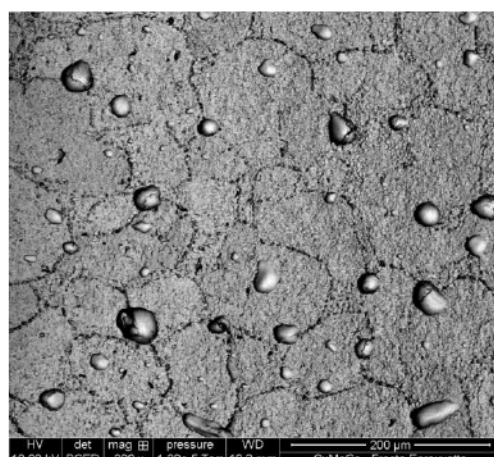


Figure III-23 : Image MEB de la surface de cuivre décollée par flexion quatre points, présence des défauts de diamètre 20 µm de moyenne

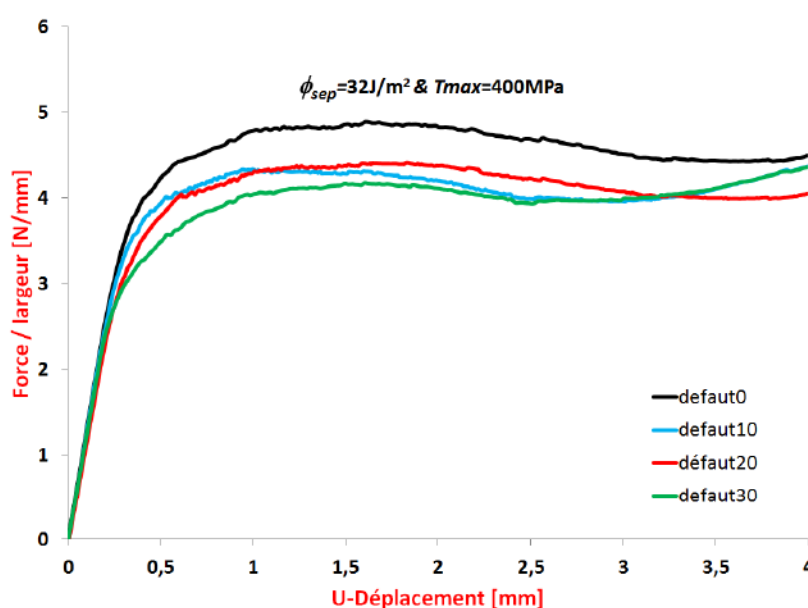


Figure III-24 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, constituants élastiques, pour différente taille de défaut en µm.

Ainsi, nous retenons de ces trois cas d'étude qu'il est nécessaire de tenir compte d'une propagation asymétrique de la fissure interfaciale et que l'influence d'une fissure naturelle initiale liée aux défauts le long de l'interface d'environ 20µm de longueur devra être évaluée. Le paragraphe suivant aborde l'identification des paramètres cohésifs ( $T_{max}$ ,  $\Phi_{sep}$ ) en tenant compte du comportement élastoplastique du cuivre.



## 5-2 Identification des paramètres ( $\Phi_{sep}$ et $T_{max}$ ) du modèle cohésif

Nous prenons en compte la loi de comportement élastoplastique du cuivre et la configuration n'autorisant qu'une propagation de la fissure asymétrique le long de l'interface avec un défaut initial de 20  $\mu\text{m}$  ou sans défaut. L'objectif est d'identifier le couple de paramètres ( $\Phi_{sep}$  et  $T_{max}$ ) permettant de rendre compte de la mesure macroscopique force – déplacement de la mesure locale de longueur de fissure  $a$  avec le déplacement  $U$ . Pour ce faire, nous choisissons plusieurs valeurs de  $\Phi_{sep}$  et faisons varier  $T_{max}$  de manière à ce que les prédictions des calculs par éléments finis rendent compte de la mesure macroscopique. Parmi les couples ( $\Phi_{sep}$  et  $T_{max}$ ) rendant compte de la courbe force – déplacement, nous comparons ensuite les prédictions obtenues pour les mesures locales longueur de fissure  $a$  en fonction du déplacement  $U$ . seuls les couples de paramètres satisfaisants pour ces deux comparaisons seront retenus.

### 5-2-1 Etude avec l'énergie $\Phi_{sep} = 32\text{J/m}^2$ et sans défaut initial

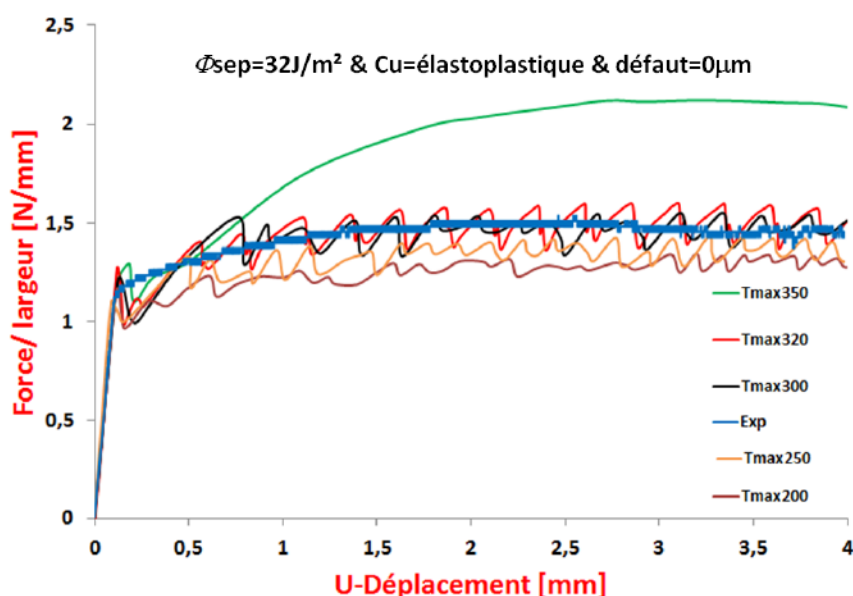


Figure III-25 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial.

Nous débutons la procédure d'identification en prenant une valeur de  $\Phi_{sep}$  pour l'interface égale à la borne supérieure estimée précédemment à 32  $\text{J/m}^2$ . Dès lors, il s'agit d'ajuster la valeur de  $T_{max}$  qui permet de rendre compte de la mesure macroscopique force –

déplacement. Nous réalisons ceci systématiquement pour un coin initial « sans défaut », à savoir sans fissure naturelle le long de l'interface puis en tenant compte d'une fissure naturelle longue de 20  $\mu\text{m}$ . La propagation n'est autorisée que le long de la zone cohésive de droite. Sur cette figure ainsi que sur les autres à suivre, nous reportons la prédiction force – déplacement issue du calcul avec Abaqus et la mesure expérimentale qui est tracée avec la force par unité de largeur en fonction du déplacement macroscopique. Nous observons sur la Figure III-25 que les configurations avec  $\Phi_{sep} = 32\text{J/m}^2$  et  $T_{max} = 300$  et 320 MPa sont les plus proches de la réponse expérimentale. La courbe expérimentale apparaît encadrée par les valeurs de  $T_{max}$  inférieures à 300MPa et supérieures à 320MPa. Cette première estimation des paramètres ( $\Phi_{sep}$  et  $T_{max}$ ) obtenue à partir de la comparaison avec la courbe macroscopique doit maintenant être validée en comparant les prédictions entre le taux d'avancée de fissure  $\Delta a$  et du déplacement  $U$ . Cette comparaison est présentée en Figure III-26 pour les valeurs de  $T_{max} = 300\text{MPa}$ , 320 MPa et 350MPa.

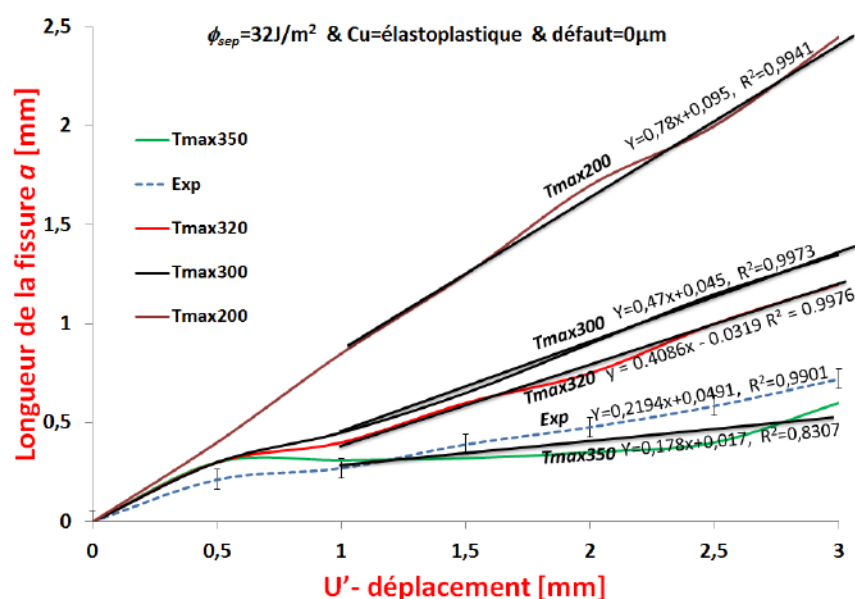


Figure III-26 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure  $U'$ , cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial.

Nous rappelons que nous ne comparons pas directement la courbe  $a=f(U)$  mais la pente issue des prédictions et des mesures. En Figure III-26, nous observons que la pente prédite avec les paramètres  $\Phi_{sep} = 32\text{J/m}^2$ ,  $T_{max} = 300$  ou 320 MPa est supérieure à celle mesurée. Dès

lors, l'identification obtenue à l'échelle macroscopique n'est pas validée. Le cas avec  $T_{max}=350\text{MPa}$  illustre en quelque sorte la situation inverse :  $\Phi_{sep}=32\text{J/m}^2$  et  $T_{max}=350\text{MPa}$  permettant de s'approcher des mesures locales (Figure III-26) mais pas des mesures macroscopiques (Figure III-25) Ainsi, il n'est pas possible de calibrer les paramètres du modèle cohésif en prenant la valeur de  $\Phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ . Par la suite, nous répétons la méthodologie que nous venons de présenter en diminuant  $\Phi_{sep}$  progressivement et ajustant  $T_{max}$  de manière à rendre compte des mesures macroscopiques puis la validation des paramètres correspondant à partir de la comparaison entre prédictions et mesures à l'échelle locale.

Avant, nous détaillons pourquoi la courbe force – déplacement simulée, telle qu'elle est présentée en Figure III-25 présente des petites oscillations au cours de la fissuration interfaciale.

#### **5-2-1-1 Origine des oscillations de la force observées durant la fissuration interfaciale simulée**

En Figure III-27, nous reportons une zone de la variation de force avec une chute proche de  $U=0.95\text{mm}$  suivie d'une remontée de la valeur de force. Nous reportons comment évolue le processus de fissuration aux instants (a) et (b) avec un amorçage discontinu de la fissuration où l'on observe qu'un ligament est formé en avant du fond de fissure, qui rompt en (c) et induit une propagation rapide jusqu'à (d). Ensuite, le chargement est repris et ce processus peut conduire à lisser le niveau de force au cours de la propagation, sa valeur moyenne ne varie pas.

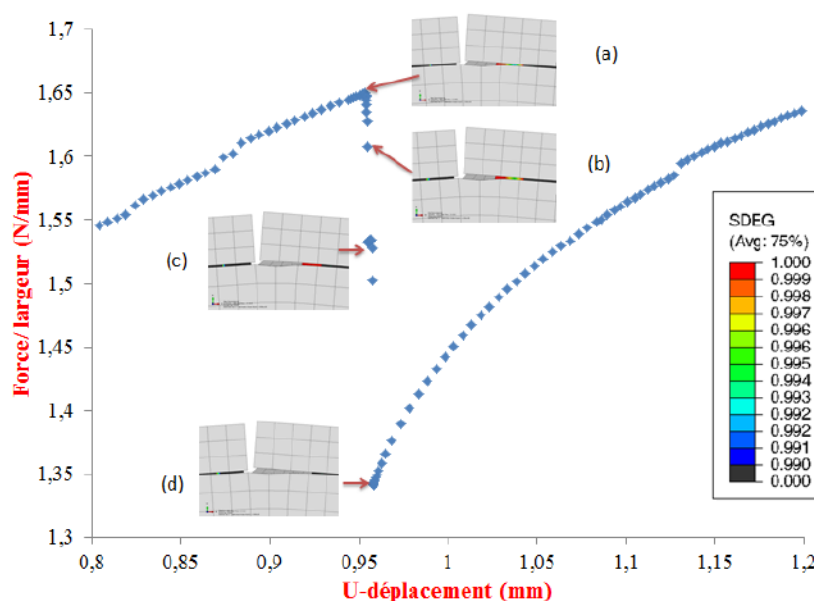


Figure III-27 : Représentation de l'origine des oscillations observées sur les résultats numériques de l'essai de flexion quatre points.

### 5-2-2 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$

Nous étudions à présent la configuration avec une fissure naturelle de  $20\mu\text{m}$  de longueur le long de l'interface, depuis la position de la fissure créée dans la céramique. À partir de la (Figure III-28) nous retenons la valeur de  $T_{max}=400\text{MPa}$  qui rend compte de la mesure expérimentale macroscopique. La prédiction obtenue avec  $T_{max}=400\text{MPa}$  est encadrée par celle avec  $T_{max}=350\text{MPa}$  et  $T_{max}=450\text{MPa}$  résultant en un plateau de force prédit respectivement inférieur et supérieur à celui observé expérimentalement. Cependant, la prédiction du taux d'avancé de fissure avec le déplacement macroscopique en Figure III-29 n'est pas en accord avec la mesure expérimentale. Numériquement, la pente de  $a=f(U)$  vaut  $0.56\text{ mm/mm}$  contre  $0.22\text{ mm/mm}$  observé expérimentalement. Dès lors, il n'est pas possible d'identifier un modèle cohésif en faisant l'hypothèse d'une énergie de séparation  $\Phi_{sep}=32\text{J/m}^2$ . Dans la suite, nous répétons la procédure que nous venons de présenter en diminuant progressivement la valeur prise pour  $\Phi_{sep}$  et considérons les cas  $\Phi_{sep}=20, 10, 7$ , et  $5\text{ J/m}^2$  successivement.

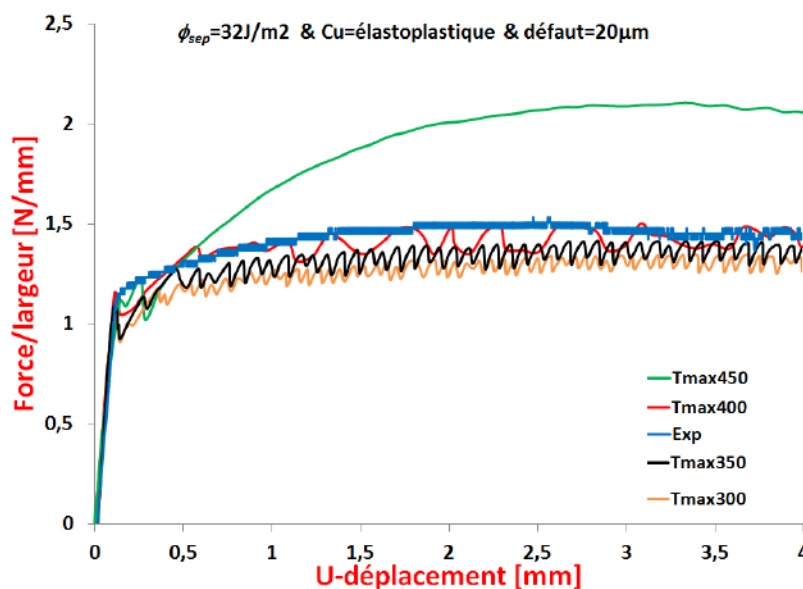


Figure III-28 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et une fissure naturelle de 20 $\mu m$  à l'interface Cu-Céramique, avec  $\phi_{sep}=32J/m^2$ .

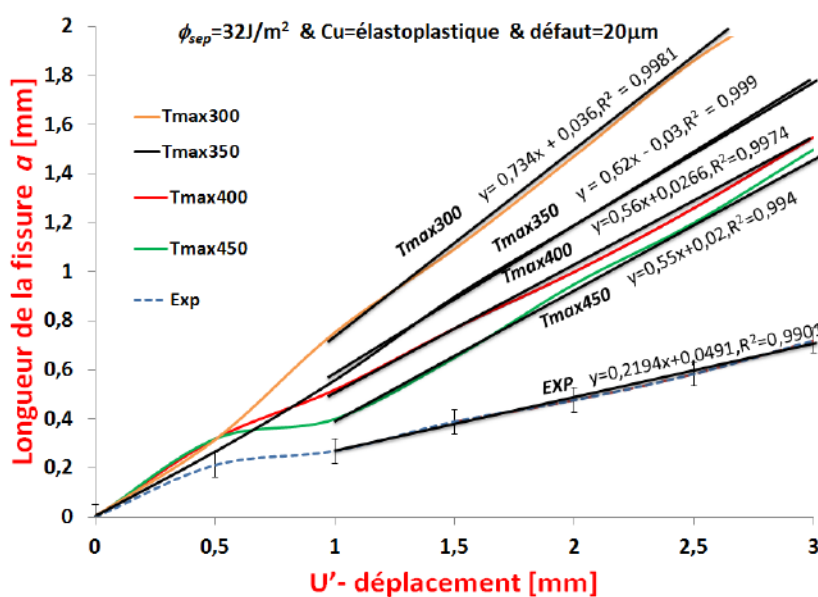


Figure III-29 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure  $U'$ , cas cuivre élastoplastique avec une fissure naturelle de 20 $\mu m$  à l'interface Cu-Céramique, avec  $\phi_{sep}=32J/m^2$ .



### 5-2-3 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ , sans défaut initial

Nous reprenons l'étude précédente en réduisant  $\Phi_{sep}$  à  $20\text{J/m}^2$ . Nous faisons varier  $T_{max}$  et observons (Figure III-30) que la courbe fore – déplacement prédite avec  $T_{max}=300$  et  $320$  MPa rend compte de la mesure macroscopique. Ces dernières sont encadrées par celles prédites avec  $T_{max}=200$  et  $350$  MPa, respectivement inférieure et supérieure à la courbe expérimentale. La prédiction d'avancée de la fissure avec le déplacement  $U$  (Figure III-31) ne rend pas compte de la mesure locale en terme de taux d'accroissement de  $a$ , avec une pente de  $0.37$  numériquement, contre  $0.22$  expérimental. Le jeu de paramètre ( $\Phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ ,  $T_{max}=300$  et  $320\text{MPa}$ ) n'est donc pas validé pour les informations macroscopique et locale.

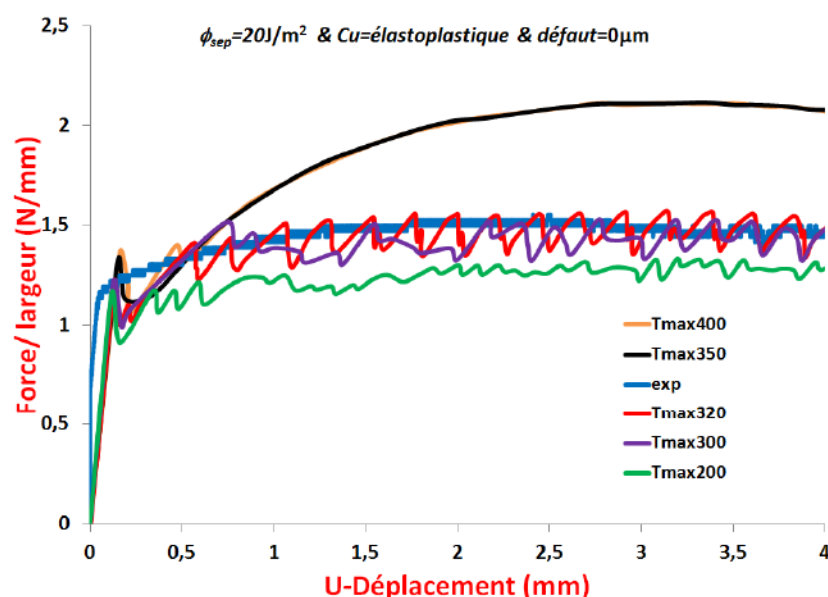


Figure III-30 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial,  $\Phi_{sep}=20\text{J/m}^2$ .



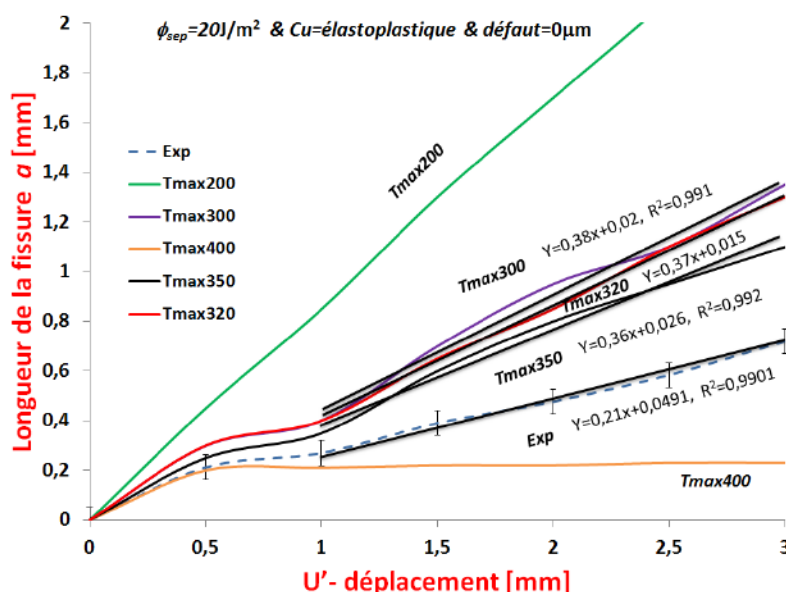


Figure III-31 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure  $U'$ , cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial,  $\Phi_{sep} = 20 \text{ J/m}^2$ .

#### 5-2-4 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep} = 20 \text{ J/m}^2$ avec une fissure naturelle de $20 \mu\text{m}$

L'étude du cas avec l'énergie de séparation  $\Phi_{sep} = 20 \text{ J/m}^2$  et une fissure naturelle à l'interface de  $20 \mu\text{m}$  est maintenant considéré. Nous observons que les valeurs de  $T_{max} = 400$  et  $420 \text{ MPa}$  rendent compte de la courbe expérimentale macroscopique (Figure III-32) encadrée par les prédictions obtenues avec  $T_{max} = 500 \text{ MPa}$ , supérieur en force à la mesure expérimentale et  $T_{max} = 300 \text{ MPa}$ , qui elle apparait inférieure. La comparaison à l'échelle locale (Figure III-33) n'est pas validée. Les pentes numériques valant  $0.48 \text{ mm/mm}$  quand la valeur expérimentale vaut  $0.22 \text{ mm/mm}$ .

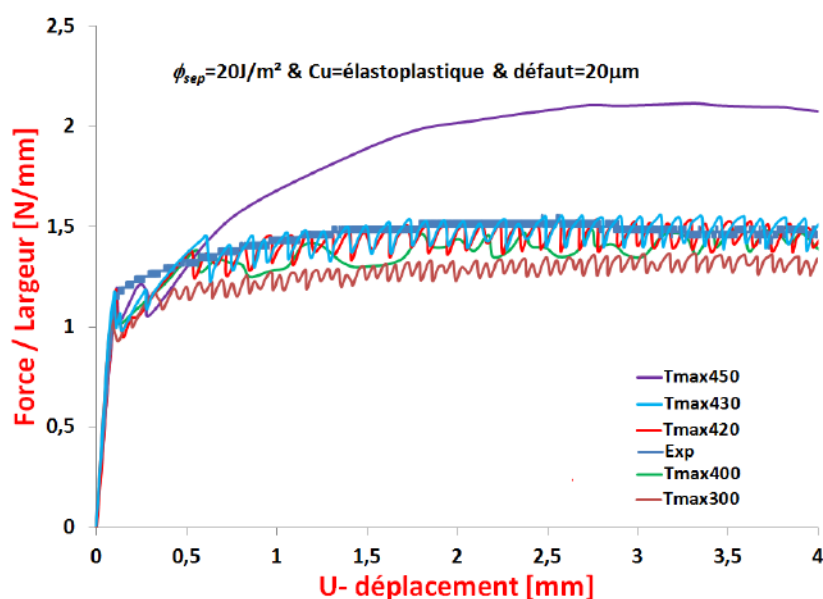


Figure III-32 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et une fissure naturelle de 20 $\mu m$ ,  $\phi_{sep}=20J/m^2$ .

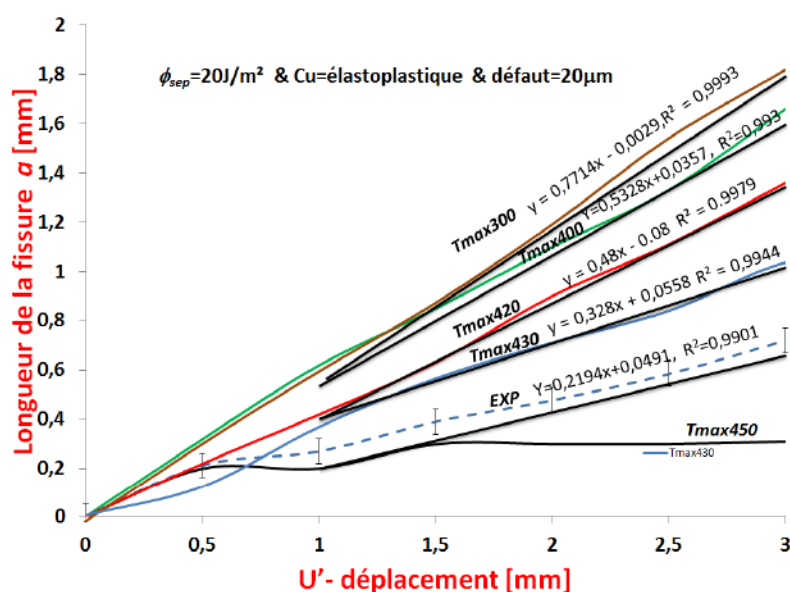


Figure III-33 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure  $U'$ , cas cuivre élastoplastique avec une fissure naturelle de 20 $\mu m$ ,  $\phi_{sep}=20J/m^2$ .

### 5-2-5 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ , sans défaut initial

Nous considérons maintenant une valeur de  $\Phi_{sep}$  diminuée à  $10\text{J/m}^2$ . Nous débutons à nouveau avec le cas sans fissure naturelle. Les prédictions sont reportées en Figure III-34 pour la comparaison macroscopique et en Figure III-35 à l'échelle locale. Comme pour les deux cas précédents, la prédiction macroscopique apparaît acceptable lorsqu'elle est comparée à la mesure macroscopique pour  $T_{max}=300, 320\text{ MPa}$ , encadré par les prédictions avec  $T_{max}=200$  et  $T_{max}=350\text{MPa}$ . En revanche, les cas  $T_{max}=300, 320\text{ MPa}$  ne rendent pas compte de la mesure locale du taux d'avancée de la fissure avec  $U$ , avec une pente d'environ  $0.52\text{ mm/mm}$  numériquement pour  $0.22\text{ mm/mm}$  expérimentalement.

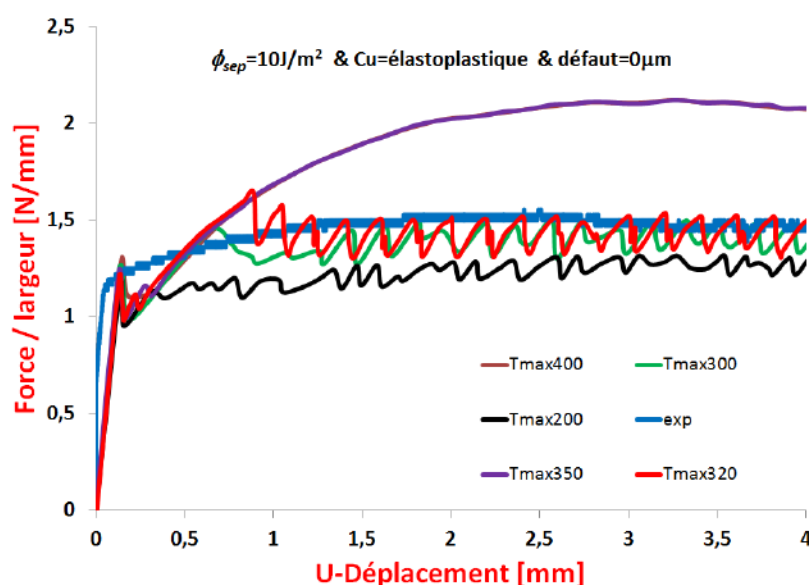


Figure III-34 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial,  $\Phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ .

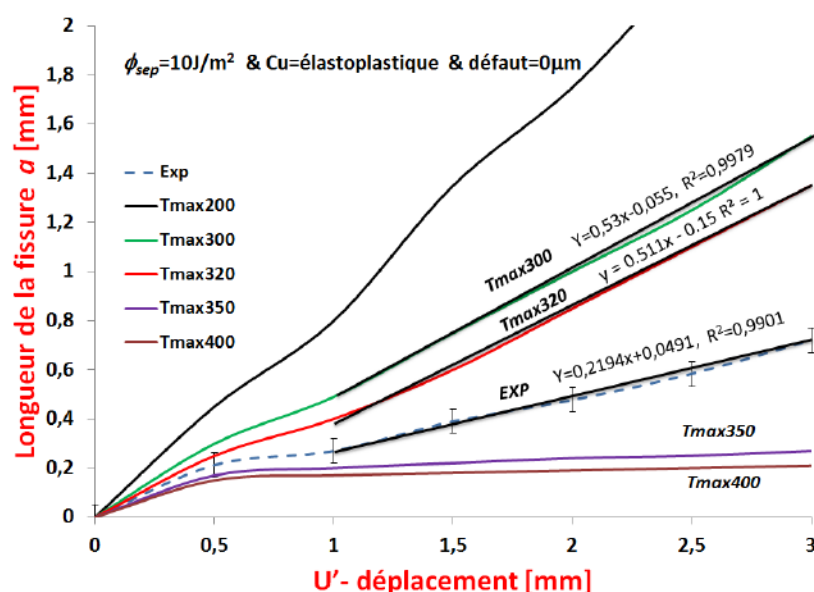


Figure III-35 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement des rouleaux, cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial,  $\Phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ .

### 5-2-6 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ avec une fissure naturelle de $20\mu\text{m}$

Nous abordons maintenant le cas avec  $\Phi_{sep}=10\text{J/m}^2$  et une fissure naturelle à l'interface de 20 microns. Sur la Figure III-36, nous observons que les prédictions obtenues  $T_{max}=400$  et  $450\text{ MPa}$  rendent compte de la mesure macroscopique. Les prédictions apparaissent encadrées par celle avec  $T_{max}=300\text{ MPa}$  inférieure à la courbe expérimentale et  $T_{max}=500\text{ MPa}$ , supérieure de la courbe expérimentale. Les prédictions à l'échelle locale sont présentées en Figure III-37. Dans ce cas, les prédictions obtenues à l'échelle locale *rendent compte* de la mesure expérimentale pour  $T_{max}=450\text{ MPa}$  : le taux d'avancée de la fissure  $\Delta a$  avec le déplacement macroscopique  $U$  prédit est en accord avec l'observation, avec une pente prédite et mesurée de  $0.22\text{ mm/mm}$ . Ainsi, si l'on tient compte d'une fissure naturelle initiale de  $20\text{ }\mu\text{m}$ , l'identification des paramètres du modèle cohésif avec  $\Phi_{sep}=10\text{J/m}^2$  et  $T_{max}=450\text{ MPa}$  est validée pour la comparaison entre les prédictions et les mesures macroscopiques force – déplacement, et locale en tenue de taux d'avancée de la fissure avec le déplacement imposé.

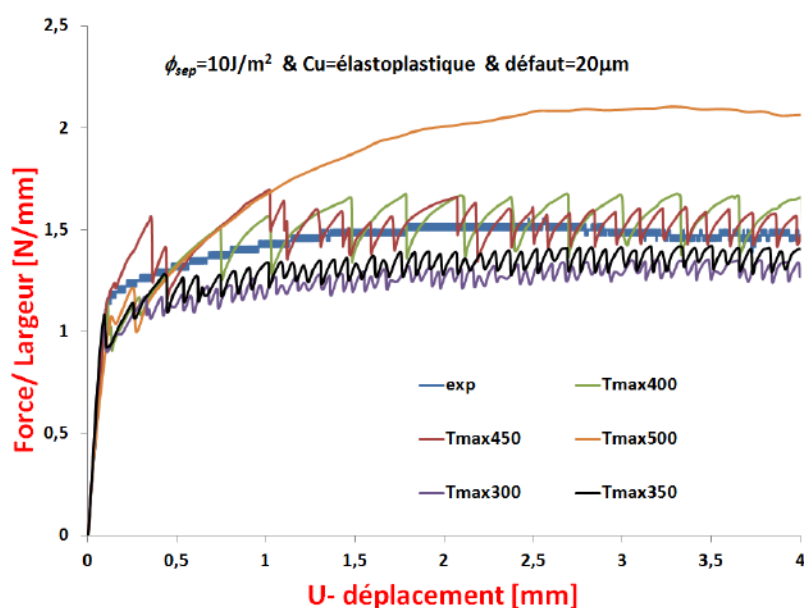


Figure III-36 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion 4 points, cas cuivre élastoplastique et une fissure naturelle de 20µm,  $\phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ .

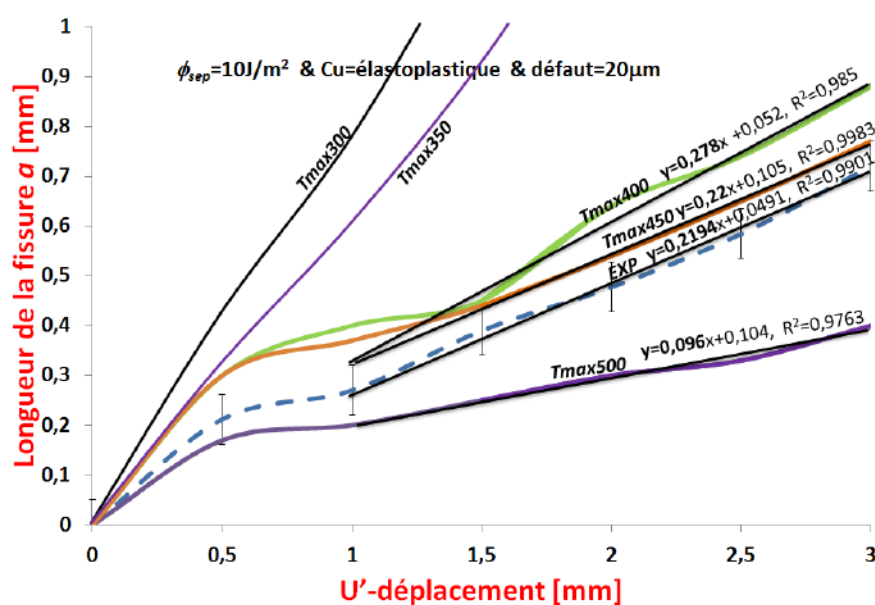


Figure III-37 : Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure  $U'$ , cas cuivre élastoplastique avec une fissure naturelle de 20 µm,  $\phi_{sep}=10\text{J/m}^2$ .

### 5-2-7 Etude avec l'énergie d'interface $\Phi_{sep}=7 \text{ J/m}^2$ et $5 \text{ J/m}^2$

Il apparaît qu'un modèle cohésif a pu être calibré avec  $\Phi_{sep}=10 \text{ J/m}^2$  et  $T_{max}=450 \text{ MPa}$ .  
Nous tentons maintenant de définir une gamme en énergie de séparation  $\Phi_{sep}$  et  $T_{max}$ , niveau  
de contrainte à l'amorçage de la décohésion en considérant les cas avec  $\Phi_{sep}=7 \text{ J/m}^2$  et  $5 \text{ J/m}^2$ .

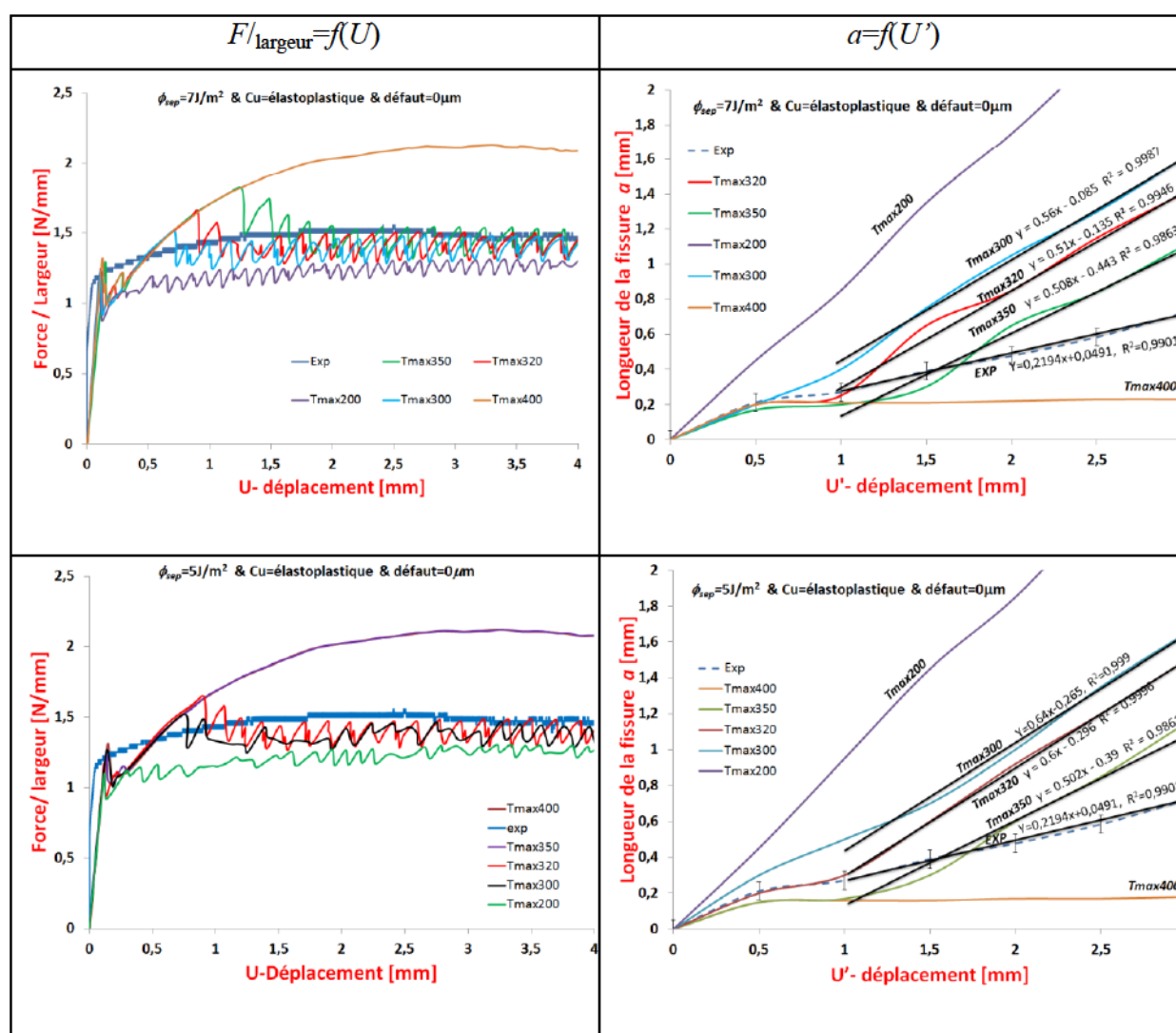


Figure III-38 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion quatre points à gauche et Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure  $U'$  pour  $\Phi_{sep}=7$  et  $5 \text{ J/m}^2$ , cas cuivre élastoplastique et sans défaut initial.



Sur la Figure III-38, nous avons rassemblé les prédictions obtenues pour  $\Phi_{sep}=7 \text{ J/m}^2$  et  $5 \text{ J/m}^2$  en faisant varier  $T_{max}$ , dans le cas "sans défaut", c'est-à-dire sans fissure naturelle à l'interface. Comme dans les cas précédents, nous observons que pour  $T_{max}=300$  et  $320 \text{ MPa}$ , les prédictions rendent compte de la mesure expérimentale force - déplacement  $U$ . Pour  $\Phi_{sep}=7 \text{ J/m}^2$ , la gamme de traction à l'amorçage de la décohésion  $T_{max}$  admissible est  $300\text{-}320 \text{ MPa}$ . Le cas avec  $T_{max}=350 \text{ MPa}$  sur estime le niveau de force à l'amorçage et au début de la propagation pour rejoindre un plateau de force acceptable. La gamme admissible est encadrée par la prédiction avec  $T_{max}=200 \text{ MPa}$  qui est sous la courbe expérimentale et celle pour  $T_{max}=400 \text{ MPa}$  qui est au-dessus. Ces observations sont similaires pour le cas  $\Phi_{sep}=5 \text{ J/m}^2$ . A partir de ces données, nous comparons sur la Figure III-38 les prédictions du taux d'avancée de la fissure avec le déplacement  $U$ . Nous observons que le taux observé, à savoir  $0.5 \text{ mm/mm}$  ou  $0.6 \text{ mm/mm}$  pour  $\Phi_{sep}=7$  ou  $5 \text{ J/m}^2$  est supérieur à  $0.22 \text{ mm/mm}$  mesuré expérimentalement. Dès lors, la calibration ( $\Phi_{sep}$  et  $T_{max}$ ) obtenue à l'échelle macroscopique n'est pas validée à l'échelle locale.

Nous abordons à présent les cas pour lesquels une fissure naturelle initiale de  $20 \mu\text{m}$  est présente à l'interface. Les prédictions pour  $\Phi_{sep}=7 \text{ J/m}^2$  et  $5 \text{ J/m}^2$  sont rassemblées en Figure III-39. Pour les deux cas, les valeurs  $T_{max}$  comprises entre  $400$  et  $420 \text{ MPa}$  rendent compte de la courbe expérimentale macroscopique. Ces prédictions étant encadrées par celle obtenues pour  $T_{max}=350 \text{ MPa}$  et  $T_{max}=500 \text{ MPa}$  se situant au-dessous et au-dessus de la courbe expérimentale. À partir de ces valeurs de  $T_{max}$ , nous reportons en Figure III-39 les prédictions obtenues à l'échelle locale. Celles correspondant à  $T_{max}=400 \text{ MPa}$  et  $420 \text{ MPa}$  rendent compte du taux d'avancé de fissure interfaciale avec le déplacement imposé  $U$ , pour  $\Phi_{sep}=7 \text{ J/m}^2$ . Dès lors, la gamme de contrainte d'amorçage de la décohésion validée correspond à  $400 \text{ MPa} \leq T_{max} \leq 420 \text{ MPa}$ , coïncide à celle obtenue pour  $\Phi_{sep}=10 \text{ J/m}^2$ .

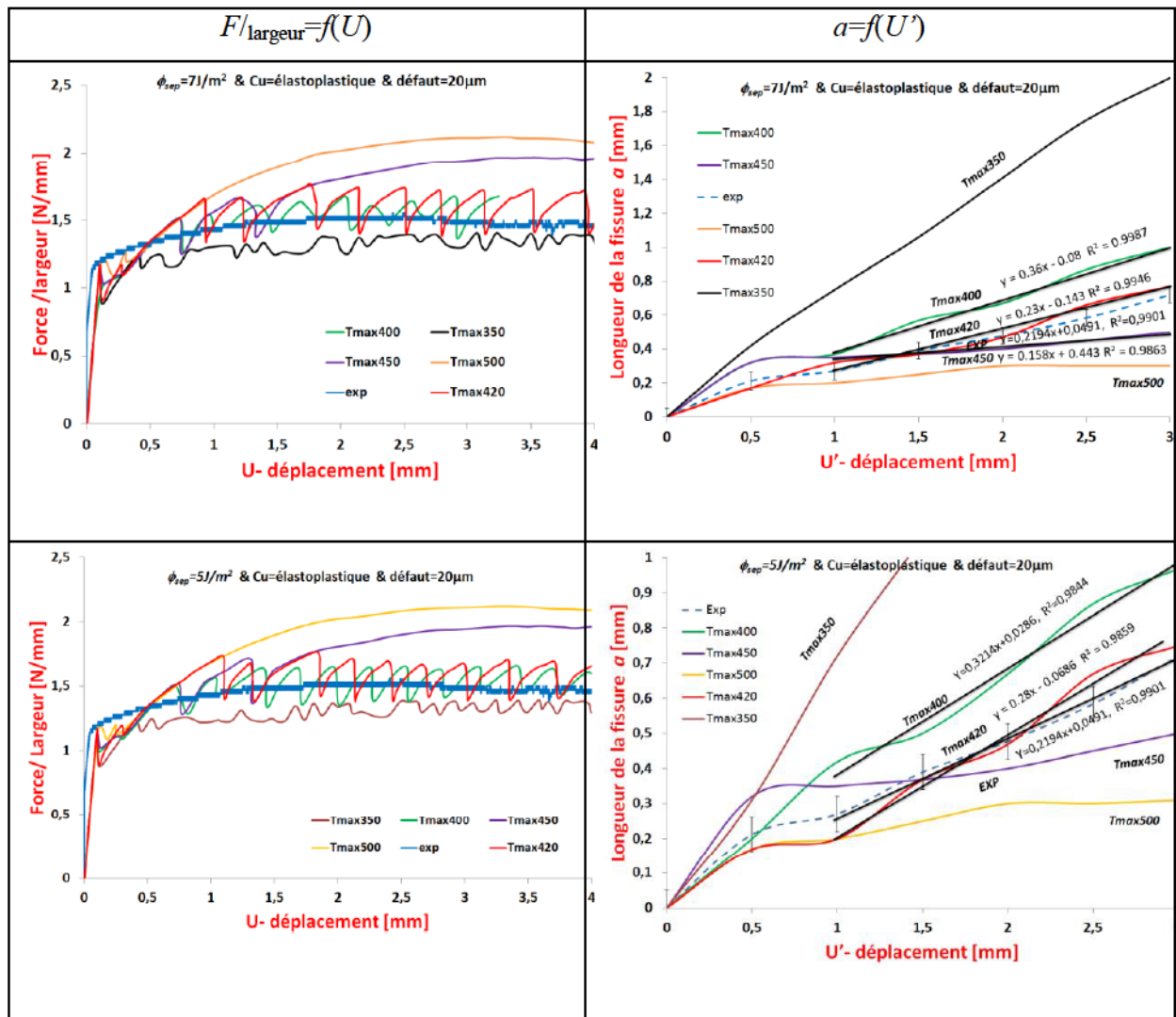


Figure III-39 : Courbe force par unité de largeur en fonction de déplacement de l'essai de flexion quatre points à gauche et Courbe longueur de fissure en fonction du déplacement de propagation de la fissure  $U$  pour  $\phi_{sep} = 7$  et  $5 \text{ J/m}^2$ , cas cuivre élastoplastique et avec une fissure naturelle.

En revanche, pour  $\phi_{sep} = 5 \text{ J/m}^2$ , le taux d'avancée de la fissure avec  $U$  prédit vaut  $0.28 \text{ mm/mm}$ , supérieur à la valeur de  $0.22$  mesurée. Dès lors, seule la gamme de  $\phi_{sep} \in [7, 10] \text{ J/m}^2$  avec  $T_{max} \in [400, 450] \text{ MPa}$  permet de rendre compte des observations macroscopique et locale.

## 6- Bilan et Discussion

Le bilan de cette procédure d'identification des paramètres du modèle cohésif retenus pour décrire l'interface cuivre –céramique est reporté graphiquement en Figure III-400. Le contour en pointillé correspond au domaine ( $\Phi_{sep}$  et  $T_{max}$ ) qui rend compte de la mesure macroscopique force – déplacement au cours de la fissuration interfaciale. Les points reportés correspondent à la fois aux cas sans fissure naturelle à l'interface et avec une fissure initiale de 20  $\mu\text{m}$  de longueur à l'interface.

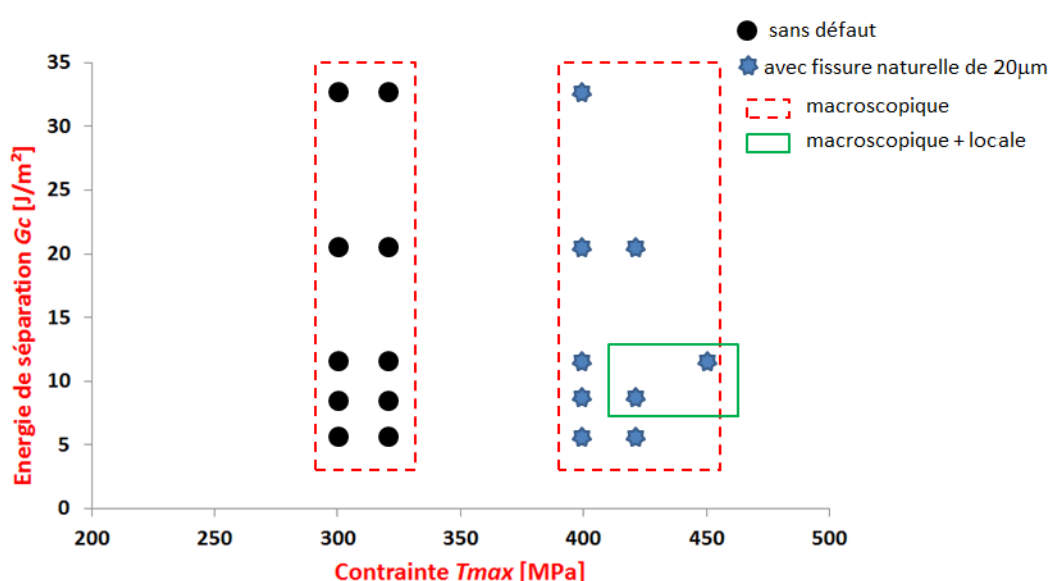


Figure III-40 : Bilan des couples ( $\Phi_{sep}$  et  $T_{max}$ ) validant la courbe force – déplacement (cadre rouge interrompu) pour les configurations avec et sans fissure naturelle initiale, (cadre vert) les configurations validant à la fois les mesures macroscopique force – déplacement, locale longueur de la fissure – déplacement.

Nous avons observé que seuls les cas comportant une fissure naturelle à l'interface sont capables de rendre compte des mesures macroscopique (force – déplacement) et locale (taux d'avancée de la fissure). Le domaine validé correspond à l'encadrement en trait plein sur la Figure III-40. La présence d'une fissure naturelle est vraisemblable dans la mesure où la rupture de la couche de céramique peut dévier le long de l'interface, cette dernière comportant des défauts pouvant faciliter la formation d'une telle fissure. Cette dernière observation montre la nécessité de disposer de deux sources d'information pour identifier un modèle cohésif représentant le comportement mécanique de l'interface, correspond ici aux mesures macroscopique et locale.

## 7- Conclusion

Dans ce chapitre, une méthodologie est proposée dans le but de caractériser mécaniquement la décohésion interfaciale d'un assemblage cuivre-céramique par l'identification d'un modèle à partir des mesures pour un essai de flexion quatre points. Une loi de traction - ouverture bilinéaire est adoptée pour décrire le comportement mécanique de l'interface entre cuivre et céramique avec prise en compte, la mixité modale du chargement. Une étape de préparation des éprouvettes consiste à introduire une entaille de 2 mm au centre d'une des couches de cuivre suivi d'un polissage de l'assemblage pour atteindre un plan unique des trois couches pour le suivi optique de la fissuration interfaciale. Plusieurs essais à une vitesse de chargement de 0,1 mm/min sont réalisés afin de vérifier la reproductibilité des résultats. Les propriétés interfaciales sont identifiées à partir de deux mesures extraites de cet essai : l'une "macroscopique" correspond à la courbe force-déplacement enregistrée au cours du chargement, l'autre "locale" correspondante à l'estimation de la longueur de fissure  $a$  avec le déplacement imposé. À partir du plateau de force constant au cours de la décohésion interfaciale, une première estimation de l'énergie d'adhérence est déduite du modèle de Hofinger et al [HOF 98] sous l'hypothèse élastique et linéaire. Une modélisation par éléments finis, à l'aide du logiciel ABAQUS, de l'essai de flexion quatre points de la même configuration expérimentale est réalisée. Le comportement mécanique des constituants est celui identifié au chapitre II. Un modèle cohésif [CAM 13] bilinéaire décrit le comportement de l'interface et tient compte de l'effet de mixité modale. L'objectif est de déterminer un couple (énergie de séparation  $\Phi_{sep}$  et contrainte d'amorçage de décohésion  $T_{max}$ ) du le modèle cohésif. Leur identification nécessite de prendre en compte la propagation asymétrique de la fissure et la présence d'une fissure naturelle initiale le long de l'interface. Le couple identifié doit rendre compte des deux mesures macroscopique et locale extraites de l'essai de flexion quatre points. L'identification du couple ( $\Phi_{sep}$  et  $T_{max}$ ) qui satisfait à la fois les mesures macroscopiques F-U et locale avec la pente de la variation de longueur de fissure  $a=f(U)$  est discriminante et aboutit à un domaine de validité notablement restreint en comparaison avec celui obtenu à partir d'information macroscopique seule.



Dans le cas où le comportement du matériau massif est élastique, Elia et al [ELI02] ont proposé une procédure d'identification fondée sur les informations F-U seules, en mode I et en tenant compte de l'ensemble de la partie adoucissante du chargement. Dans le cas où une réponse élastique-plastique apparaît, comme c'est le cas ici, une information locale, complémentaire à la mesure macroscopique, est nécessaire pour une identification du modèle cohésif. Ceci constitue une amélioration significative de l'identification des modèles à zones cohésives par stratégie d'identification à deux échelles globale et locale.

## Bibliographie

- [ABQ11]. (2011). ABAQUS manual, Version 6.10, Pawtucket, R.I.
- [ALF01]. (2001). Alfano G. and Crisfield M.A., Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites: mechanical and computational. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 1701-1736.
- [BER87]. (1987). J.C. Bernier, Chimie des interfaces métal/céramiques Chemistry of metal/ceramic interfaces,. *Industrie céramique*, 569-575.
- [BHA96]. (1996). A. Bhatnagar, J.M Melenk. The partition of unity finite element method: Basic theory and applications. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 289-314.
- [BLA15]. (2015). B. Blaysat, J.P.M. Hoefnagels, G. Lubineau, M. Alfano, M.G.D. Geers, Interface debonding characterization by image correlation integrated with Double Cantilever Beam kinematics. *International Journal of Solids and Structures*.
- [BOR02]. (2002). Borg R., Nilsson L. and Simonsson K., Modeling of delamination using a discretized cohesive zone and damage formulation *Composites Science and Technology*. 1299-1314,.
- [CAM02]. (2002). P.P. Camanho and C.G. Dávila, Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials. NASA/TM-2002-211737.
- [CAM13]. (2013). Campilho R.D.S., Banea M.D., Neto J.A.B.P. and da Silva L.F.M., Modelling adhesive joints with cohesive zone models: effect of the cohesive law shape of the adhesive layer. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 48-56.
- [CHA89]. (1989). P. G. Charalambides, J. Lund, A.G. Evans, R.M. McMeeking, "A test specimen for determining the fracture resistance of biomaterial interfaces". *J. of Applied Physics*, 56-77.
- [COM77]. (1977). M. Comninou, the interface crack. *J. appl. Mech.*, 631-636.
- [COR93]. (1993). Corigliano A., Formulation, identification and use of interface models in the numerical analysis of composite delamination . *International Journal of Solids and Structures*, 2779-2811.
- [DaS06]. (2006). da Silva L.F.M., Rodrigues T.N.S.S., Figueiredo M.A.V., De Moura M.F.S.F. and Chousal J.A.G., Effect of Adhesive Type and Thickness on the Lap Shear Strength . *Journal of Adhesion*, 1091-1115.
- [DeB05]. (2005). De Barros S.R., Modèle d'interface pour la simulation du comportement des assemblages collés . Université de Versailles Saint-Quentin: Thèse de doctorat.



- [DUG60]. (1960). D.S. Dugdale, Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 100-104.
- [DUN69]. (1969). J. Dunders, Edge-bonded dissimilar orthogonal elastic wedges under normal and shear loading . *ASME J. app. mech.*, 650-652.
- [EDL94]. (1994). Edlund U., Surface adhesive joint description with coupled elastic-plastic damage behaviour and numerical applications *Computer Methods . Applied Mechanics and Engineering*, 253-276.
- [ELIC02]. (2002). M. Elices, G.V. Guinea, J. Gómez, J. Planas, The cohesive zone model: advantages, limitations and challenges, Volume 69, Issue 2, ISSN 0013-7944. *Engineering Fracture Mechanics*, 137-163.
- [EVA89]. (1989). A.G. Evans, B.J. Dalgleish, M. He, J.W. Hutchinson, On crack path selection and the interface fracture energy in bimaterial systems. *Acta Metallurgica*, 3249-3254.
- [GUI94]. (1994). V. GUIPONT, "Déterminations expérimentales de contraintes résiduelles au sein d'assemblages céramique/métal réalisés par brasage: Application au couple nitrure de silicium/acier doux. Lyon: Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon.
- [HAS80]. (1980). Hashin, Z. Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. *Journal of Applied Mechanics*, 329-334.
- [HE91]. (1991). M.Y. He, F.E. Heredia, D.J. Wisnuchek, M.C. Shaw, A.G. Evans, The mechanics of crack growth in layered materials. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1223-1228.
- [HOF98]. (1998). Ines Hofinger, Matthias Oechsner, Hans-Achim Bahr, Michael V. Swain, Modified four-point bending specimen for determining the interface fracture energy for thin, brittle layers. *Int. J. of Fracture*, 213-220.
- [HUT87]. (1987). J.W. Hutchinson, M.E. Mear, J.R. Rice, Crack paralleling an interface between dissimilar materials. *J. app. Mech.*, 828-832.
- [LLM00]. (2000). Laboratoire LM3/MET-X, Détermination des contraintes résiduelles par diffractions des rayons X. ENSAM, Paris.
- [LUC03]. (2003). Interfacial fracture toughness between bovine cortical bone and cements. *Biomaterials*, 1159–1166.

- [MOE02]. (2002). N. Moes, A. Gravouil and T. Belytschko. Non-planar 3D crack growth by the extended finite element and level sets. part I: Mechanical model. *int. J. Numer. Meth. Engng.*, 2549-2568.
- [PAR63]. (1963). Paris P.C., Erdogan F.A, A critical analysis of crack propagation laws. *Transactions of the American society of Mechanical Engineers-Series D*, 528-534.
- [PAR74]. (1974). D.M. Parks, A stiffness derivate finite element technique for determination of crack tip strss intensity factors. *Int. J. of Frac.*, 487-502.
- [RET13]. (2013). J. Rethore, R. Estevez. Identification of a cohesive zone model from digital images at the micron-scale. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1407-1420.
- [TUR06]. (2006). Turon A., Camanho P.P., Costa J. and Davila C.G., A damage model for the simulation of delamination in advanced composites under variable-mode loading . *Mechanics of Materials*, 1072-1089.
- [VAL06]. ( 2006). Valoroso N. and Champaney L., A damage-mechanics-based approach for modelling decohesion in adhesively bonded assemblies. *Engineering Fracture Mechanics*, 2774-2801.
- [VAN13]. (2013). Vandellos T., Huchette C. and Carrère N., Proposition of a framework for the development of a cohesive zone model adapted to Carbon-Fiber Reinforced Plastic laminated composites. *Composite Structures*, 199-206.
- [YAN01]. (2001). Yang Q.D., Thouless M.D. and Ward S.M., Elastic-plastic mode-II fracture of adhesive joints. *International Journal of Solids and Structures*, 3251-3262.



---

---

## **Chapitre IV : Intégrité mécanique de l'assemblage DBC soumis à un chargement cyclique thermique**

---

---





Chapitre IV : Intégrité mécanique de l'assemblage DBC soumis à un chargement cyclique thermique .....	159
1- Introduction .....	163
2- Modélisation 3D de l'assemblage DBC .....	164
2-1 Chargement thermique cyclique.....	166
2-2 Influence de la structure du pourtour du cuivre sur le délaminage .....	168
2-3 Influence du rapport $e_{Cu}/e_{CERA}$ sur le délaminage.....	171
2-3-1 Etude à $e_{Cu}$ constant .....	171
2-3-2 Etude à $e_{CERA}$ constant .....	173
2-3-3 Bilan.....	175
2-4 Prédiction de la probabilité de rupture dans la céramique .....	176
3- Conclusion.....	181
Bibliographie .....	183



## 1- Introduction

---

Après avoir caractérisé le comportement élastique-plastique du cuivre et élastique fragile de la céramique au chapitre 2, et avec l'identification du modèle cohésif représentant le comportement mécanique de l'interface présenté au chapitre 3, nous abordons à présent la question de l'intégrité de l'assemblage DBC soumis à un chargement thermique cyclique en tenant compte des contraintes initiales issues de l'élaboration. Parmi les géométries d'assemblages DBC disponibles auprès d'un fabricant tel que Curamik®, nous considérons des épaisseurs de cuivre et de céramique allant de 127microns à 500 microns et 125 à 635 microns respectivement. Par ailleurs, il a été observé qu'une structuration du pourtour de la couche de cuivre pouvait conduire à une amélioration de sa durabilité (cf. [DUP06] par exemple). Dès lors, différentes configurations de la couche de cuivre sont étudiées, non structurées ou comportant une rangée de trous cylindriques de profondeur variable. L'objectif est d'évaluer quelle(s) configuration(s) permettent d'assurer l'intégrité de l'assemblage pour un nombre de cycles correspondant à une durée de vie d'au moins trente ans, ce que nous traduisons par aucun amorçage de la fissuration pour au moins cent cycles thermiques. Par ailleurs, l'amplitude thermique considérée correspond à une utilisation extrême des assemblages avec une température variant entre  $-50^{\circ}\text{C}$  et  $250^{\circ}\text{C}$ .

Nous débutons par une présentation des modèles éléments finis construits pour mener à bien cette étude. Nous définissons un cas de référence correspondant à deux couches de cuivre de 127microns d'épaisseur entourant une couche de céramique de 635 microns, sans structuration de la surface de cuivre. Nous évaluons ensuite si le chargement thermique induit un amorçage du délaminage, au cours de l'étape de refroidissement jusqu'à l'ambiante après assemblage et après cent cycles. Nous évaluons pour les autres configurations (épaisseurs de cuivre et de céramiques distinctes) avec ou sans structuration du pourtour de cuivre si un délaminage est observé. Nous compléterons ce chapitre par une discussion et quelques recommandations sur les assemblages potentiellement les plus fiables.

---

## 2- Modélisation 3D de l'assemblage DBC

Les assemblages cuivre-céramique DBC employés en électronique de puissance sont des plaques dont les dimensions sont typiquement 178 mm de long pour une largeur 127mm et dont l'épaisseur de la céramique vaut deux fois celle des couches de cuivre, soit environ un millimètre. Les jonctions entre les couches de cuivre et la céramique constituent de zones de concentration de contrainte où l'amorçage de la fissuration par délaminage se produire. Notre étude se concentre d'abord sur l'intégrité de cette interface et un modèle réduit du DBC est considéré. En considérant l'assemblage DBC comme un parallélépipède le longueur  $L$ , de largeur  $l$  et d'épaisseur  $e$ , et en tenant compte des trois plans de symétrie de l'assemblage parallélépipédique, nous définissons la configuration présentée en Figure IV-1.

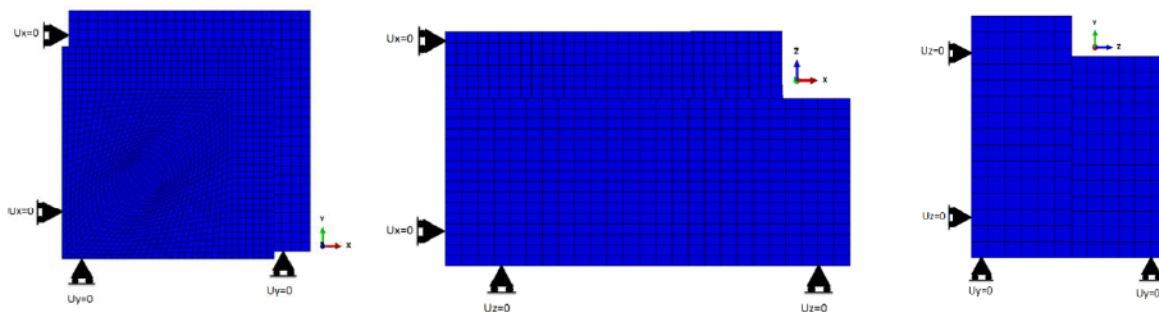


Figure IV-1 : Conditions aux limites

Les conditions de symétrie selon ces plans conduisent à

pour  $z=0$ ,  $u_z=0$

pour  $y=0$ ,  $u_y=0$

pour  $x=0$ ,  $u_x=0$

et prenant pour origine le coin au centre du parallélépipédique avec une longueur des arêtes de céramique deux fois plus grande que son épaisseur, la couche de cuivre déposée sur la céramique comportant un retrait de 0.127 mm. Les parties de cuivre et de céramique sont discrétisées avec des éléments briques, dont les fonctions d'interpolation sont quadratiques (C3D20 dans la nomenclature Abaqus). Des éléments cohésifs tri-dimensionnels sont insérés entre les couches de cuivre et de céramique (COH3D8) dont la longueur est ajustée de manière à obtenir une discrétisation sur au moins trois éléments de la zone d'élaboration cohésive, ce point étant vérifié a posteriori.

Pour le cas de référence décrit en Figure IV-1, l'épaisseur de cuivre est de 127 microns et celle de céramique de  $635 \div 2$  soit 317.5 microns. Par la suite, les épaisseurs de cuivre et de céramiques seront variées et la structuration du cuivre sur son pourtour décrite. Les paramètres du comportement élastique-plastique du cuivre, élastique de la céramique et ceux du modèle cohésif sont reportés dans le tableau IV-1. Le comportement du cuivre est élastoplastique avec un écrouissage cinématique non linéaire, permettant de rendre compte de l'effet Rochet sous chargement cyclique. Le comportement de la céramique est élastique linéaire isotrope, dont le caractère fragile est évalué a posteriori dans le cadre d'une analyse de Weibull. Pour la partie thermique, nous prenons des coefficients de dilatation thermiques indiqués par Curamik. Nous faisons l'hypothèse que ces paramètres ne varient pas avec la température par souci de simplicité et aussi, car nous n'avons pas caractérisé une telle dépendance.

Constituant	Module d'Young $E$ [GPa]	Coefficient de Poisson $\nu$	Limite élastique $\sigma_y$ [MPa]	$C$ [MPa]	$\gamma$	CTE $\alpha$ [ $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ]
<b>Cuivre</b>	127	0,33	60	1677	14,8	16,5
<b>Céramique</b> ( $\text{Al}_2\text{O}_3+9\%\text{ZrO}_2$ )	330	0,22			-	8
<b>Interface</b> <b>CZ</b>	$k=10^8 \text{ N/mm}$	$G_c=10 \text{ J/m}^2$	$T_{max}=450 \text{ MPa}$	$\delta^c=44,4 \text{ nm}$	-	-

Tableau IV-1 : Propriétés mécanique et thermique des constituants de l'assemblage DBC.

Le comportement mécanique de l'interface est caractérisé par une loi cohésive modélisant la fissuration interfaciale entre deux matériaux. Un profil bilinéaire traction-ouverture décrivant le comportement d'un élément cohésif est choisi (Figure III-14). Le profil comporte une partie ascendante linéaire jusqu'à la valeur de traction  $T_{max}$ . À partir de cette valeur, l'amorçage de la décohésion a lieu jusqu'à l'ouverture  $\delta^c$  correspondant à la germination d'une fissure localement (imposant une traction nulle sur les surfaces cohésives). La raideur  $k$  de la partie ascendante est « suffisamment » grande pour assurer la continuité des champs de déplacement au voisinage de la zone cohésive, tant que l'amorçage de la décohésion n'a pas lieu. La partie adoucissante est gérée de manière analogue aux



descriptions de mécanique de l'endommagement en simplifiant la description complète donnée au chapitre III,

$$T_{eq} = (1 - D)k\delta_{eq} \quad (IV-1)$$

où  $\delta_{eq} = \sqrt{\delta_n^2 + \delta_t^2}$  est l'ouverture,  $T_{eq} = \sqrt{T_n^2 + T_t^2}$  est la contrainte et  $D$  une variable d'endommagement qui vaut 0 avant l'amorçage de la décohésion et 1 lorsque la fissure apparaît. L'implémentation du comportement des éléments cohésifs dans le code ABAQUS est fondée sur les travaux de Camanho et Davila [CAM02]. Le

Tableau IV-1 rassemble les données introduites dans les calculs présentés par la suite. Ces paramètres sont définis à température ambiante et inchangés au cours du chargement.

## 2-1 Chargement thermique cyclique

Le chargement thermique imposé consiste en une température uniforme sur tout le modèle appliqué à chaque instant et la valeur de la température varie dans le temps. Le chargement se décompose en deux étapes : une première étape d'élaboration décrite par un refroidissement depuis  $T=1000^\circ\text{C}$  jusqu'à température ambiante. Cette étape correspond à l'élaboration de l'assemblage DBC avec l'opération de collage à  $1000^\circ\text{C}$ . Ce refroidissement induit à des contraintes résiduelles dans les matériaux à cause des différences entre les coefficients de dilatation thermique du cuivre et céramique.

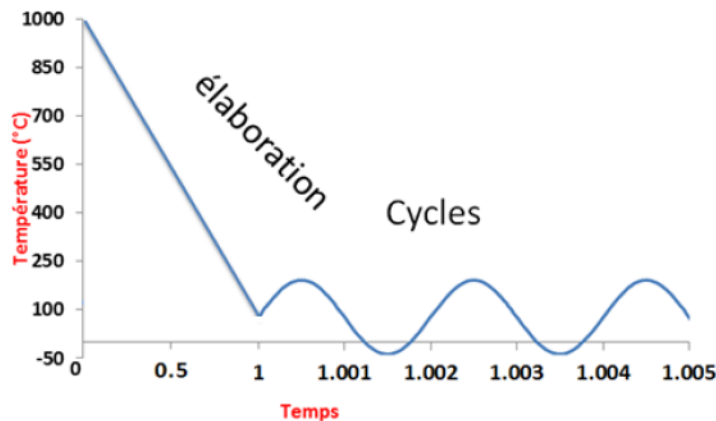


Figure IV-2: Chargement thermique imposé sur le modèle éléments finis



L'étape suivante de chargement thermique cyclique entre (-50°C et + 250°C) est définie :

$$T(t) = A \sin w(t - t_0) \text{ pour } t \geq t_0 \quad (\text{IV-2})$$

avec  $A=150^\circ\text{C}$ , la pulsation  $w=3141.6 \text{ rad s}^{-1}$  (période de 0,002s) et  $t_0$  le temps initial de l'étape de chargement cyclique (Figure IV-2). Un nombre de cent cycles est programmé par la valeur finale  $t=0,2$ . La spécificité des assemblages DBC en électronique de puissance est la grande différence entre l'épaisseur des constituants de base de l'ordre de quelques centaines de microns et la surface du composant de plusieurs  $\text{cm}^2$ . Nous considérons ainsi un modèle réduit de l'assemblage avec une hauteur totale  $h=0,444\text{mm}$  et des côtés  $a_{cu}=0,650$  pour le cuivre et  $a_{CERA}=0,75\text{mm}$  pour la céramique afin d'optimiser le nombre d'éléments 3D. 10 000 éléments parallélépipédiques de type C3D20 pour la partie de céramique et 11492 nœuds, pour le cuivre nous avons maillé la couche avec 8928 éléments de type C3D20 et 41429 nœuds et pour la partie zone cohésive 1757 éléments parallélépipédiques de type COH3D8 et 3652 nœuds. L'ensemble du modèle est conçu avec le code ABAQUS. Les calculs sont résolus sous l'hypothèse quasi-statique (« implicite » 'ABAQUS'/'Standard'). L'objectif de l'étude est d'évaluer si le cyclage thermique induit un endommagement par délaminage le long de l'interface céramique – cuivre. Nous examinons d'abord l'influence d'une structuration du pourtour de cuivre sur l'intégrité de l'interface, puis évaluons l'influence des épaisseurs relatives de cuivre et de céramique. L'histoire du chargement en température est décrite en Figure IV-2 et nous examinons les états (i) à l'issue de l'élaboration et retour à l'ambiante ainsi que (ii) après 100 cycles thermiques.

2-2Influence de la structure du pourtour du cuivre sur le délaminage

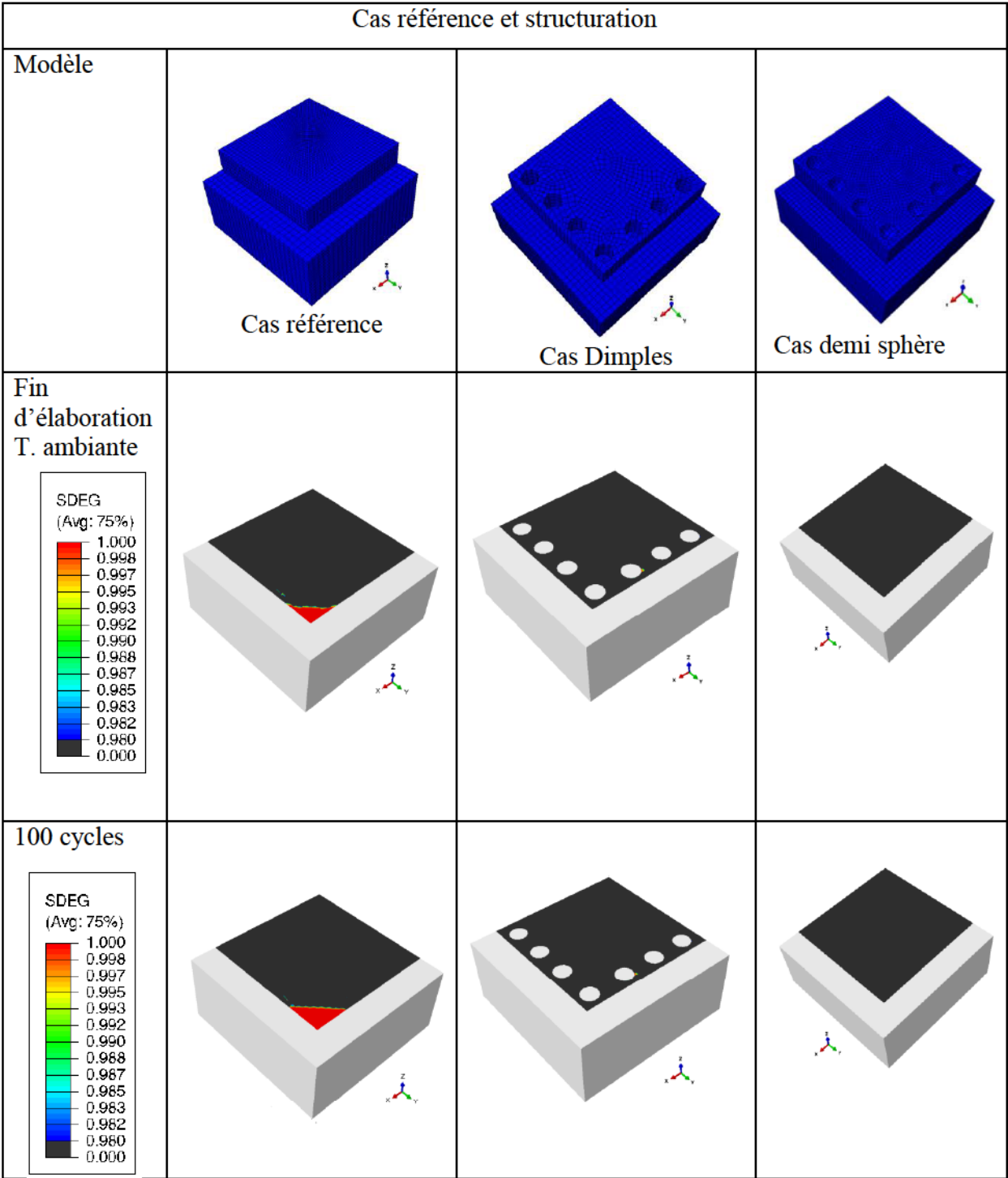


Figure IV-3 : Dégradation de l'interface, effet de la structuration du pourtour de la couche du Cuivre, évolution de la variable d'endommagement « SDEG » à la fin de refroidissement d'élaboration et au bout de 100 cycles thermiques entre [-50 et 250°C], pour la configuration 127-635 µm

L'étude de l'influence de la structuration sur l'intégrité de l'interface du pourtour du cuivre est étudiée trois configurations. Un cas de référence est considéré en premier avec une couche de cuivre pleine, sans structuration. L'épaisseur de cuivre est de 127 $\mu\text{m}$ , celle de céramique de 635 $\mu\text{m}$ , cette configuration étant la plus répandue après Curamik. Deux autres configurations sont considérées et présentées en Figure IV-3. Une première structuration en «dimples» correspond à la création de trous cylindriques, régulièrement espacés le long du pourtour de cuivre. Les trous sont réalisés sur toute l'épaisseur du cuivre. La seconde structuration correspond à des « demi-sphère », à savoir des trous cylindriques dont la matière n'aurait pas été complètement retirée. Cette situation correspond à certaines observations, dans la mesure où cette structuration est menée par une attaque chimique. Les « dimples » ont un diamètre de 80 $\mu\text{m}$  et un pas d'espacement de 200 $\mu\text{m}$ . Les « demi-sphères » ont le même rayon, mais une épaisseur de cuivre de 80 $\mu\text{m}$  demeure en dessous du trou. Le choix de la configuration étudiée est sélectionné des configurations standards d'application de l'entreprise *Curamik*.

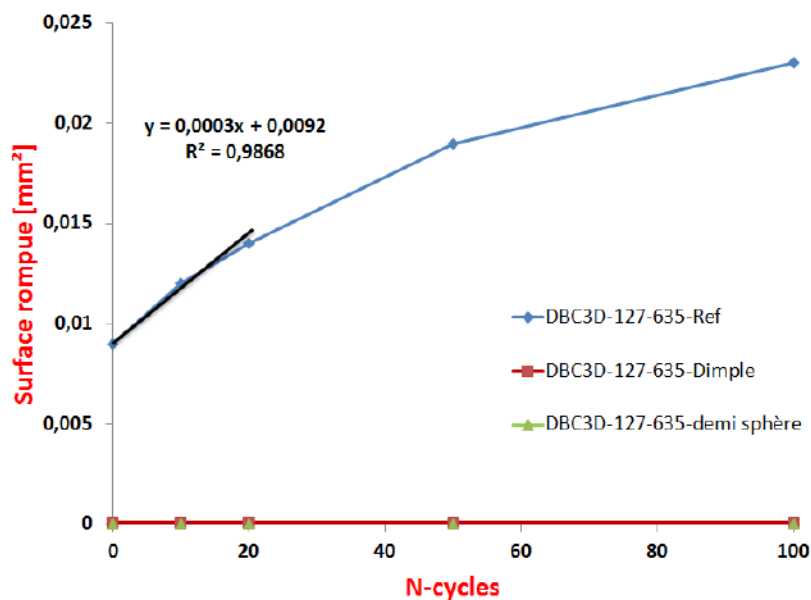


Figure IV-4 : Évolution de la surface fissurée le long de l'interface, cas de configuration 127-635  $\mu\text{m}$ , effet structuration du bord de la couche du cuivre.

Dans les trois configurations considérées, l'assemblage est libre de contraintes à  $T=1000^\circ\text{C}$ . Le refroidissement depuis 1000 $^\circ\text{C}$  jusqu'à l'ambiante induit des contraintes

thermiques dues à la différence entre les coefficients de dilatation thermique de la céramique et du cuivre. Les contraintes ainsi engendrées peuvent induire un délaminage le long de l'interface. Pour le cas de référence, l'amorçage de la décohésion a lieu pour  $T=700^{\circ}\text{C}$ . A l'ambiante, nous observons une région décollée à l'interface, qui a débuté depuis le coin entre le cuivre et la céramique, où la concentration de contrainte est la plus grande. Nous caractérisons le taux d'endommagement en reportant l'aire d'interface rompue (Figure IV-4) à l'ambiante, puis jusqu'à 100 cycles. Pour ce cas de référence, un endommagement initial est observé à l'ambiante, qui croît avec le nombre de cycles sans se stabiliser pour  $N=100$  cycles, mais avec une diminution du taux de propagation  $\frac{\Delta A}{\Delta N}$  et pour cette configuration, le délaminage est amorcé au coin entre céramique et cuivre à l'issue du procédé, et il se propage au cours des cycles thermiques. Nous relevons une vitesse d'avancée de  $300\mu\text{m}^2/\text{cycle}$ . Cette prédiction est du même ordre de grandeur que celle mesurée par Dupont [DUP06b]. La structuration du cuivre réduit l'endommagement de l'interface cuivre – céramique. Le cas de référence est le plus dégradé (Figure IV-4). Le taux de propagation de fissure est de l'ordre de  $0,3\text{mm}^2/\text{cycle}$  pour un chargement thermique entre  $-50$  et  $+250^{\circ}\text{C}$  précédé d'un refroidissement d'élaboration.

La fissuration a tendance à s'arrêter au-delà de 100 cycles. Nous examinons maintenant le cas de l'assemblage comportant des trous cylindriques le long du pourtour de cuivre. A l'issue de l'élaboration et au retour à température ambiante, quasiment aucun endommagement n'est amorcé (à l'exception de quelques points d'intégration). Le cyclage thermique n'induit pas de délaminage. Dans ce cas, nous observons que l'insertion de trous réduit localement les concentrations de contrainte et préserve l'assemblage du délaminage. Dans le cas de trou « demi-sphère » n'émergeant pas à l'interface céramique – cuivre, aucun endommagement n'est observé, ni après le collage et le retour à l'ambiante, ni après 100 cycles thermiques. Ce résultat confirme l'effet bénéfique d'une structuration du pourtour de cuivre sur l'intégrité mécanique de l'assemblage DBC. La réalisation de trou dont la profondeur serait inférieure à l'épaisseur du cuivre ne semble pas préjudiciable, du moins pour une position de l'ordre de  $80\mu\text{m}$  entre le fond du trou et l'interface. Nous retenons ainsi, comme c'est observé qualitativement par Curamik, que la structuration permet de renforcer la tenue mécanique de l'interface. Elle est indispensable pour l'amplitude des cycles thermiques considérés ( $-50^{\circ}\text{C} \leq T \leq +250^{\circ}\text{C}$ ) et cette géométrie avec  $e_{\text{Cu}}=127\mu\text{m}$  et  $e_{\text{CERA}}=635\mu\text{m}$ .



2-3Influence du rapport  $e_{Cu}/e_{CERA}$  sur le délaminage

2-3-1 Étude à  $e_{Cu}$  constant

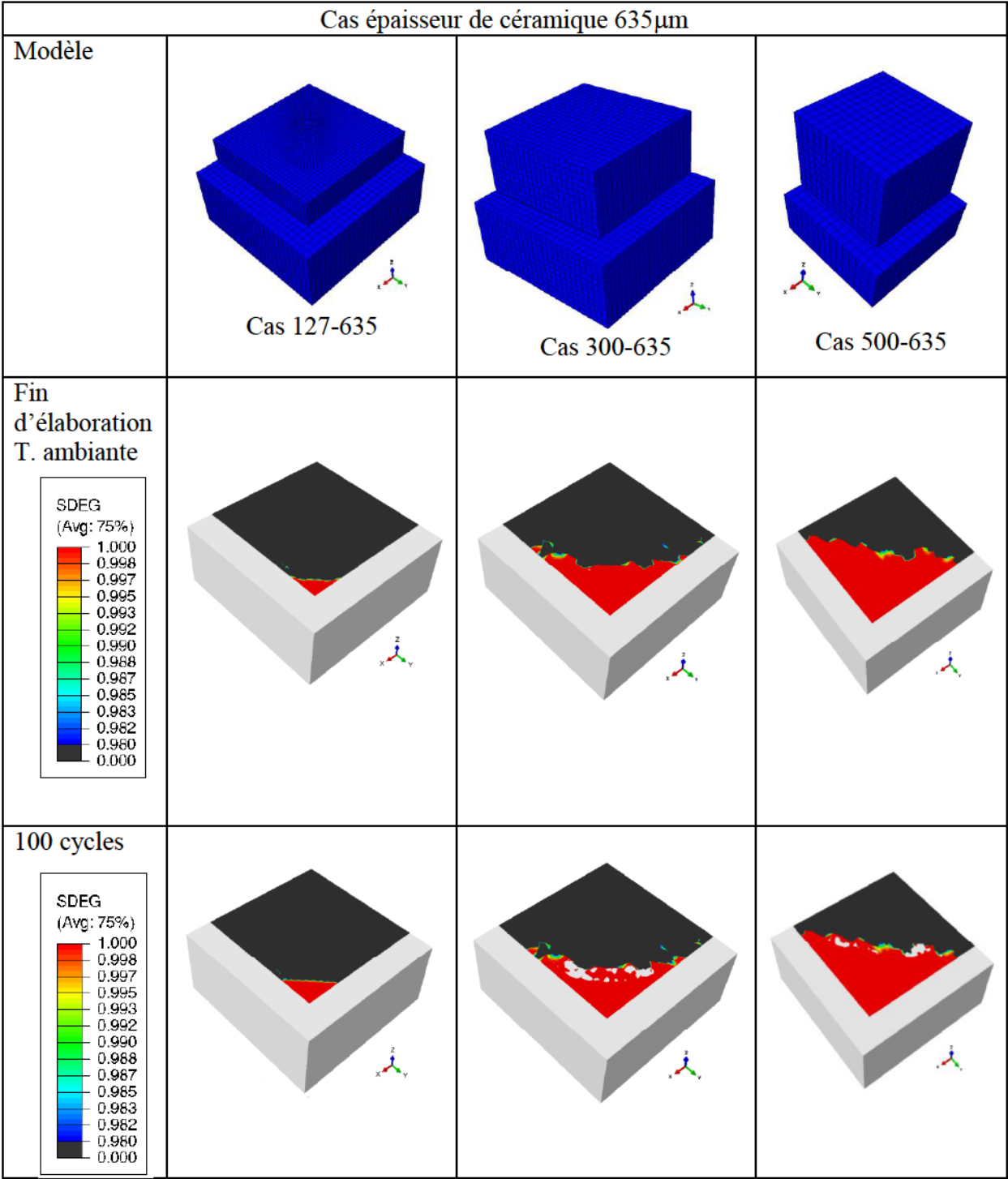


Figure IV-5 : Dégradation de l'interface, effet de l'épaisseur du Cuivre, évolution de la variable d'endommagement « SDEG » à la fin de refroidissement d'élaboration et au bout de 100 cycles thermiques entre [-50 et 250°C], pour la configuration épaisseur de la céramique 635 µm.

Nous évaluons à présent l'influence de l'épaisseur relative de cuivre et la céramique. Nous fixons la valeur de cette dernière à  $635\mu\text{m}$  et considérons pour le cuivre trois épaisseurs :  $e_{Cu}=127\mu\text{m}$  (cas de référence),  $e_{Cu}=300\mu\text{m}$  et  $e_{Cu}=500\mu\text{m}$  (Figure IV-5). Nous appliquons le chargement en température précédent (Figure IV-2) A l'issue de retour à l'ambiante après collage, nous observons sur la Figure IV-5 qu'un délaminage apparaît dans tous les cas, l'étendue de l'interface fissurée augmentant avec l'épaisseur de cuivre. Les valeurs correspondantes aux surfaces délaminées sont reportées en Figure IV-6. En Figure IV-5, nous observons que l'étendue du délaminage augmente avec le nombre de cycles thermiques. Ainsi, les prédictions de délaminage à l'interface suggèrent qu'un rapport  $e_{Cu}/e_{CERA}$  petit réduit la sensibilité de l'assemblage à l'endommagement sous charge thermique.

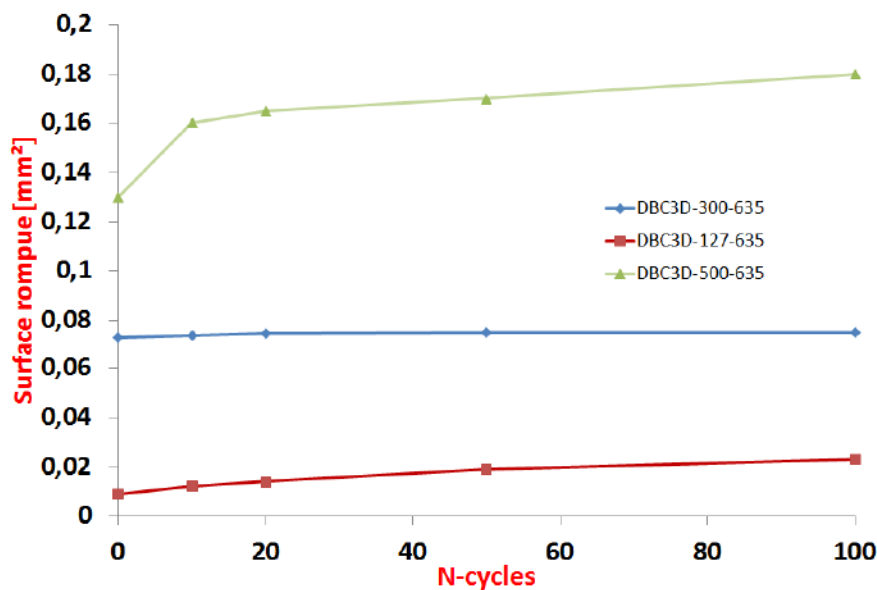


Figure IV-6 : Évolution de la surface fissurée le long de l'interface, cas de configuration épaisseur de céramique =  $635\mu\text{m}$ , effet l'épaisseur de la couche du cuivre

L'augmentation de l'épaisseur du cuivre induit une amplification du délaminage après refroidissement et un niveau plus élevé après 100 cycles. Le taux d'avancé de la fissuration interfaciale est plus grand avec une augmentation de l'épaisseur du cuivre. Ces résultats sont cohérents avec les travaux de [DUP06]. La réduction de l'épaisseur de la couche du cuivre diminue significativement la défaillance interfaciale et permet d'améliorer la durée de vie de l'assemblage DBC, qui en même temps n'est pas favorable aux électriciens pour des raisons de conductivité électrique.



### 2-3-2 Étude à $e_{CERA}$ constant

Dans ce paragraphe, nous poursuivons l'étude de l'influence du rapport d'épaisseur entre les couches de cuivre et de céramique sur la tenue mécanique de l'interface. Nous prenons comme cas de référence la configuration avec  $e_{Cu}=500\mu m$  et  $e_{CERA}=635\mu m$  de manière à étudier des configurations réalistes du point de vue de l'application. Deux autres géométries sont étudiées avec l'épaisseur du cuivre maintenue constante et deux autres épaisseurs de céramique avec  $e_{CERA}=250\mu m$  et  $125\mu m$ . Le chargement thermique appliqué est toujours celui décrit en Figure IV-2. Sur la Figure IV-7, nous rappelons les géométries considérées et le délaminage observé au retour à température ambiante après collage, et après 100 cycles thermiques entre  $-50^{\circ}C$  et  $250^{\circ}C$ . Pour les trois configurations étudiées, un délaminage notable est prédit à l'issue de l'élaboration. Sur la Figure IV-8, nous reportons l'aire délaminée en fonction du nombre de cycles,  $N=0$  correspond au retour à l'ambiante jusqu'à  $N=100$  cycles. Le délaminage s'amorce toujours au coin entre les couches de céramique et de cuivre et l'endommagement observé à l'issue de l'élaboration augmente avec le rapport  $e_{Cu}/e_{CERA}$  s'approchant de 1. Le délaminage se poursuit au cours des cycles thermique, avec le taux d'endommagement diminuant progressivement sans se stabiliser pour  $N=100$  cycles.

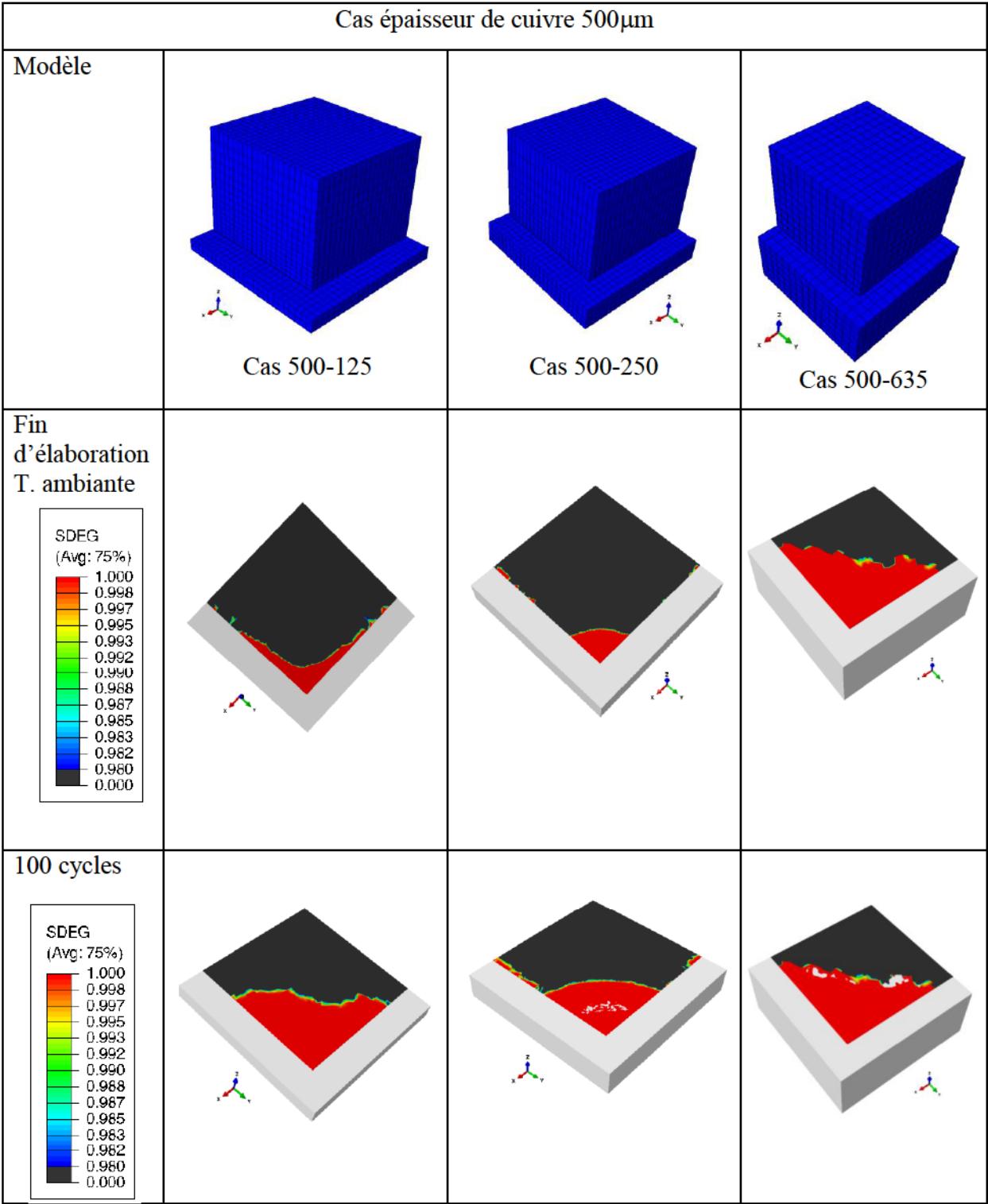


Figure IV-7 : Dégradation de l'interface, effet de l'épaisseur du Cuivre, évolution de la variable d'endommagement « SDEG » à la fin de refroidissement d'élaboration et au bout de 100 cycles thermiques entre [-50 et 250°C], pour la configuration épaisseur de la céramique 635 µm.

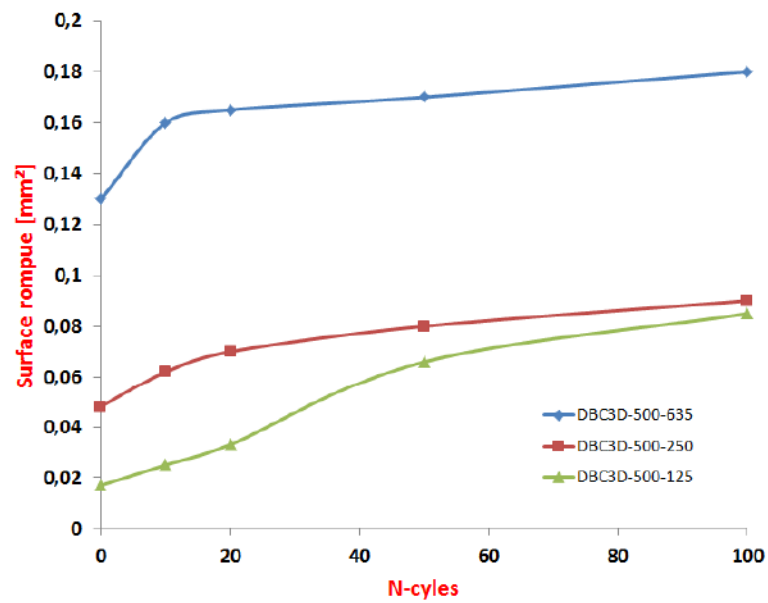


Figure IV-8 : Évolution de la surface fissurée le long de l'interface, cas de configuration épaisseur du cuivre=500 µm, effet l'épaisseur de la couche de céramique.

### 2-3-3 Bilan

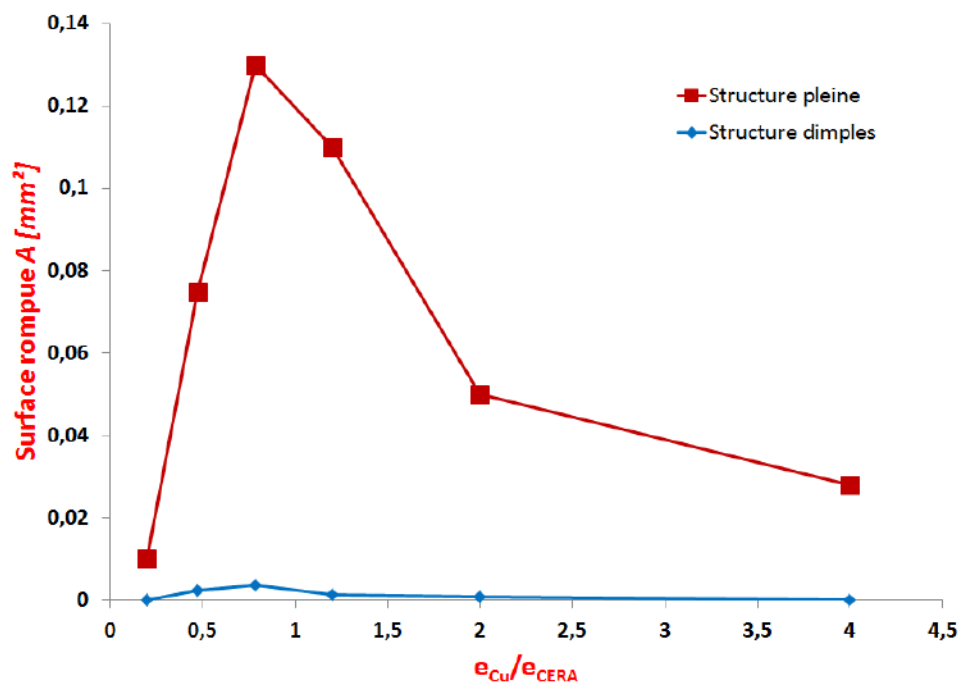


Figure IV-9 : Surface délaminée en fonction du rapport d'épaisseur  $e_{Cu}/e_{CERA}$  à la fin de l'étape d'élaboration

Sur la Figure IV-9 nous rassemblons les prédictions d'aires délaminées en fonction des épaisseurs relatives des couches de cuivre et de céramique.

Nous observons que l'endommagement par délaminage prédit à l'issue de l'étape d'élaboration est maximum pour  $e_{Cu}/e_{CERA} \approx 1$  et tend à diminuer lorsque ce rapport augmente ou réduit. Ce résultat suggère que les géométries de DBC avec les épaisseurs de cuivre et céramique voisines sont préjudiciables à l'intégrité mécanique de l'assemblage et donc à éviter. Les considérations mécaniques seules ne gouvernent pas le choix d'un assemblage et les contraintes liées au « génie électrique » sont à considérer. En Figure IV-9, nous avons également reporté les prédictions de délaminage obtenues avec une structuration en « dimples » du pourtour de cuivre. Le délaminage est observé pour  $e_{Cu}/e_{CERA} \approx 1$  mais son étendue est notablement diminuée. Pour des valeurs  $e_{Cu}/e_{CERA}$  inférieure à 0,25 ou supérieure à 2, le délaminage est inhibé, à savoir qu'il ne s'amorce pas à l'issue de l'élaboration ni n'apparaît au cours du cyclage thermique. Cependant, les calculs considérés pour les couches pleines permettent de mettre en évidence les géométries potentiellement dangereuses et a priori ne pouvant aboutir à une durabilité aussi longue que 30 ans envisagé dans « road map » de ces systèmes [JOH07, BUT07].

## 2-4 Prédiction de la probabilité de rupture dans la céramique

Le deuxième mode de défaillance observé sur les assemblages DBC est la rupture fragile dans la céramique. Au chapitre II, les paramètres de probabilité de rupture de Weibull ont été identifiés. La céramique est supposée élastique linéaire, isotrope et sans défauts de fabrication. Cependant, des défauts liés au procédé de frittage préexistent et la rupture est caractérisée par une statistique de Weibull. Un post traitement des résultats obtenus précédemment pour les configurations de l'assemblage DBC est effectué. La probabilité de rupture est estimée à partir de la valeur de la contrainte principale maximale positive calculée numériquement dans chaque élément de volume. Ainsi, l'expression de la probabilité de rupture d'un modèle comprenant  $N$  volumes discrets est

$$P_R = 1 - \prod_{i=1}^N P_S^i. \quad (IV-3)$$

Dans un modèle 3D, la contrainte à prendre en compte dans la loi de Weibull est la contrainte principale maximale positive notée  $\langle \sigma_i^{\max} \rangle$  et  $V_i$  le volume de chaque élément de la couche de céramique. La probabilité de rupture (IV-3) devient

$$P_R = 1 - \exp \left( \sum_{i=1}^N - \frac{V_i}{V_0} \left( \frac{\langle \sigma_i^{\max} \rangle}{\sigma_0} \right)^m \right). \quad (\text{IV-4})$$

La probabilité de rupture dans la céramique de l'assemblage DBC est calculée à partir des résultats éléments finis. Dans les simulations, l'assemblage est soumis à des cycles thermiques compris entre  $-50^\circ\text{C}$  et  $250^\circ\text{C}$ , les propriétés thermomécaniques des constituants sont définies à l'ambiante et sont prises constantes au cours du chargement. Les calculs de probabilité de rupture sont menés pour l'alumine dopée de la zircone à 9%, d'abord à l'issue de l'élaboration et après 100 cycles thermiques. Nous nous sommes intéressés à la céramique ayant la meilleure résistance à la rupture, les tendances obtenues sont cependant transposables au cas de l'alumine seule.

Les paramètres de Weibull sont rappelés dans le tableau ci-dessous.

Matériaux	$m$	$V_0$ ( $\text{mm}^3$ )	$\sigma_0$ [MPa]
$\text{Al}_2\text{O}_3 + 9\%$ $\text{ZrO}_2$	18,95	1	590

Tableau IV-2 : paramètres de statistique de Weibull pour l'alumine et l'alumine + zircone

La répartition de la contrainte principale maximum dans la céramique est d'abord considérée à l'issue de l'élaboration. Au cours du cyclage thermique, son niveau le plus grand est atteint pour le minimum de température à  $T = -50^\circ\text{C}$  (Figure IV-10.a). C'est cet instant qui est considéré après 100 cycles. Les cas sans et avec structuration du pourtour du cuivre sont étudiés, pour les rapports entre les couches de cuivre et de céramique précédents.



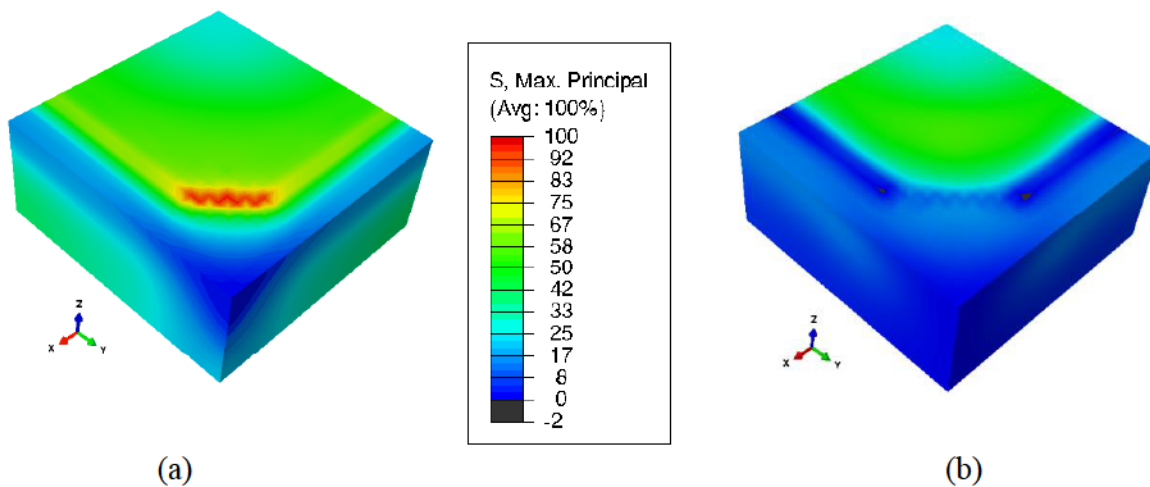


Figure IV-10 : Répartition de la contrainte principale max dans la céramique d'un assemblage DBC de configuration 500-635µm - sans structuration, (a) à  $T=-50^{\circ}\text{C}$ , (b) à  $T=+250^{\circ}\text{C}$ .

Sur la Figure IV-11, nous reportons les probabilités de rupture dans la céramique après collage et retour à température ambiante. Selon les épaisseurs considérées (cf Figure IV-9), un délaminage peut s'être amorcé le long de l'interface. Ceci conduit à un profil de la probabilité de rupture en fonction du rapport d'épaisseur  $e_{\text{Cu}}/e_{\text{CERA}}$  similaire à celui observé en Figure IV-9. Bien que la valeur absolue de la probabilité de rupture soit quasi-négligeable ( $\sim 10^{-16}$ ), elle est plus grande pour des rapports  $e_{\text{Cu}}/e_{\text{CERA}} \approx 1$  pour des couches de cuivre sans structuration. Un profil analogue avec un pic de probabilité de rupture pour  $e_{\text{Cu}}/e_{\text{CERA}}$  est également observé pour les assemblages avec un pourtour de cuivre structuré. La probabilité de rupture est réduite vis-à-vis des cas sans structuration. Le cas  $e_{\text{Cu}}/e_{\text{CERA}} \approx 1$  est critique dans la mesure où la propagation du délaminage induit un front le long duquel des contraintes plus grandes sont observées (cf Figure IV-10). Nous examinons les probabilités de rupture de la céramique après 100 cycles à  $T=-50^{\circ}\text{C}$ . Les valeurs calculées sont reportées en Figure IV-12 en fonction du rapport des épaisseurs  $e_{\text{Cu}}/e_{\text{CERA}}$ . Le niveau relatif de probabilité de rupture atteint pour  $e_{\text{Cu}}/e_{\text{CERA}} \approx 1$  est supérieur à celui observé à l'issue de l'étape d'élaboration ( $\sim \times 10^{-10}$  et  $\times 10^{-16}$  respectivement). Il a augmenté pour les assemblages dont le délaminage s'est propagé au cours du cyclage thermique et montre une valeur maximum pour  $e_{\text{Cu}}/e_{\text{CERA}} \approx 1$ .

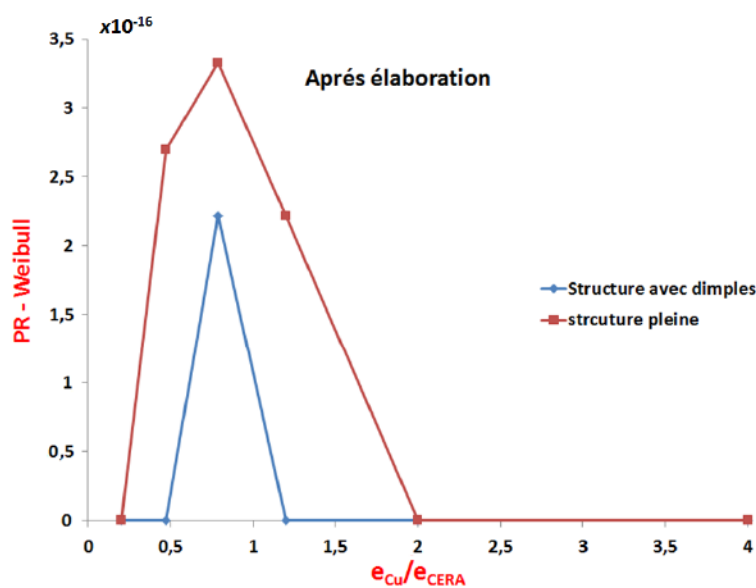


Figure IV-11 : Probabilité de rupture de la céramique à l'issue du collage et retour à température ambiante.

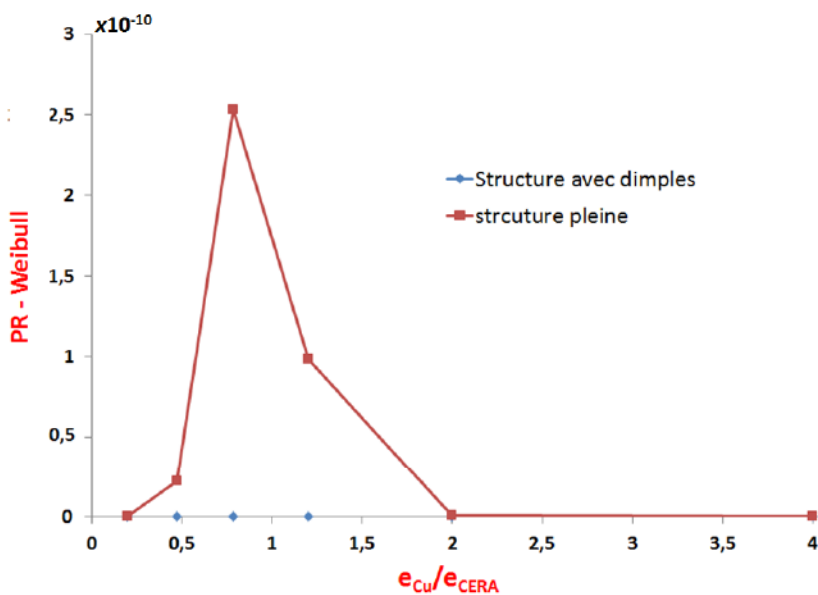


Figure IV-12 : Probabilité de rupture de la céramique à T=-50°C après 100 cycles thermiques entre [-50°C et +250°C] précédé d'un refroidissement de 1000°C en fonction du rapport d'épaisseur entre les couches de cuivre et céramique.

Le bilan sur l'état de la probabilité de rupture de céramique fait apparaître différents points. D'abord, la probabilité de rupture absolue est faible ( $10^{-16}$  ou  $10^{-10}$ ) à l'issue de l'étape d'élaboration ou après 100 cycles thermiques respectivement. Ceci indique qu'en l'absence de défauts géométriques autres que ceux liés au frittage, la céramique est intègre à l'issue de l'élaboration ou après 100 cycles thermiques. Cependant, si le délaminage s'amorce après élaboration et qu'il se propage au cours des cycles thermiques, la probabilité de rupture augmente. Elle est corrélée à l'étendue du front de délaminage qui donne une zone où les contraintes se concentrent le plus. L'étude de l'influence du rapport entre les épaisseurs de cuivre et de céramique montre ainsi, comme pour le délaminage, que le rapport  $e_{Cu}/e_{CERA} \approx 1$  est plus "dangereux". Avec  $e_{Cu}/e_{CERA}$  inférieur à 0,25 ou supérieur à 2, l'intégrité de la couche céramique est assurée. Cette observation est en fait corrélée à celle de présentation du délaminage. Comme dans ce dernier cas, la structuration du pourtour de cuivre avec dimples est bénéfique vis-à-vis de la résistance à la rupture de la couche de céramique, comme nous l'avons observé pour le délaminage.

### 3- Conclusion

Ce chapitre IV constitue une mise en application des études menées aux chapitres II (caractérisation des comportements élastoplastiques du cuivre et élastique fragile de la céramique) et III (caractérisation et modélisation cohésive de l'interface). À partir de ces descriptions, il est possible d'évaluer l'intégrité mécanique d'un assemblage cuivre-céramique soumis à un chargement thermique cyclique. Nous avons observé un amorçage potentiel du délaminage à l'interface dans les cas où des couches pleines du cuivre étaient assemblées. Une structuration du pourtour de la surface de cuivre réduit significativement voir inhibe l'apparition d'un tel endommagement. Elle est donc recommandée. D'une manière générale, si l'endommagement n'est pas amorcé à l'issue de l'étape d'élaboration, le cyclage thermique postérieur n'induit pas de dégradation supplémentaire. Suivant l'application, il peut être nécessaire d'utiliser des assemblages DBC avec des rapports d'épaisseurs  $e_{Cu}/e_{CERA}$  différents. Nous avons observé que les géométries avec  $e_{Cu}/e_{CERA} \approx 1$  étaient les plus défavorables vis-à-vis de l'intégrité mécanique de l'interface. Augmenter ou réduire ce rapport permet de prévenir sa dégradation. La structuration du pourtour de cuivre permet de la réduire notablement ou même empêche son apparition. L'outil numérique mis en place permet également d'évaluer l'intégrité mécanique de la couche de céramique dans le cadre d'une statistique de rupture. En l'absence de défaut géométrique autre que ceux inhérents au frittage, la probabilité de rupture absolue à l'issue du collage DBC et après 100 cycles thermiques est négligeable (inférieur à  $\times 10^{-10}$ ). Cependant, son évolution vis-à-vis du cyclage thermique et en fonction du rapport d'épaisseur entre cuivre et céramique est corrélée à l'apparition et au développement du délaminage. Le front de décohésion interfaciale et son étendue induisent à un domaine où les contraintes se concentrent qui est corrélée à la probabilité de rupture. Ainsi, prévenir le délaminage interfacial conduit "automatiquement" à prévenir également la rupture de la céramique.

Ainsi, l'outil numérique développé dans le cadre de ce travail peut avoir d'aide au choix de l'assemblage le plus prometteur vis-à-vis de l'intégrité mécanique et combiné aux contraintes liées au "génie électrique" pourra être utilisé pour définir l'assemblage le plus durable vis-à-vis des conditions d'utilisation envisagées.





## Bibliographie

- [ALH92]. (1992). A. Alhamany, J. Chicois, et al., "Effet Bauschinger lors de la plasticité cyclique de l'aluminium pur mono cristallin". *Journal Physique III*, Vol. 2, , 1491-1508.
- [BOU07]. (2007). M. Bouarroudj, Z. Khatir, J.P. Ousten, F. Badel, L. Dupont, S. Lefebvre, "Degradation behavior of 600V–200A IGBT modules under power cycling and high temperature environment conditions". *Microelectronics Reliability*.
- [BUT07]. (2007). Buttay, C. et al.. High performance cooling system for automotive inverters . *Proc. Eur. Conf. Power Electronics and Applications*, 1-9.
- [CAM02]. (2002). P.P. Camanho and C.G. Dávila, Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials. NASA/TM.
- [CUR13]. (2013). Curamik Ceramic Substrat, DBC technology, Rogers Corporation.
- [DUP06b]. (2006). L.Dupont, S. Lefebvre, Z. Khatir, S. Bontemps, "Evaluation of Substrate Technologies under High Temperature Cycling," . *Integrated Power Systems (CIPS)*, 4th International Conference on Naples Italy.
- [JOH07]. (2007). M. Johnson et P. Palmer, A Joint IeMRC-EEPKTN Power-electronics Roadmap, ISBN 1-84402-063-0. [www.integratedproductsktkn.org.uk/technology-watch/technology-roadmapping/pdf/Power\\_Electronics\\_Roadmap\\_2007.pdf](http://www.integratedproductsktkn.org.uk/technology-watch/technology-roadmapping/pdf/Power_Electronics_Roadmap_2007.pdf).
- [LEM09]. (2009). Jean Lemaître, Jean-Louis Chaboche, Ahmed Benallal and Rodrigue Desmorat. *Mécanique des matériaux solides*. . Dunod, 3eme edition.
- [ROM09]. (2009). M. Romero de la Osa, Modélisation de la fissuration lente d'une céramique technique de type ferrite. thèse, INSA-Lyon.
- [SCH00]. (2000). J. Schultz-Harder and K. Exel, "Process for producing a Ceramic-Metal Substrate". Curamik Electronics GmbH, Germany, , Number of Patent Version: 6,093,443.
- [THE00]. (2000). J. M. Thébaud, E. Woirgard, et al., "Thermal Fatigue Resistance Evaluation of Solder Joints in IGBT Power Modules for Traction Applications". *Conference PESC*, Galway, Ireland.



---

---

## Chapitre V : Conclusion générale et perspective

---

---



L'augmentation de la durée de vie d'un assemblage cuivre-céramique-cuivre obtenue par le procédé DBC constitue à l'heure actuelle un enjeu capital pour les composants d'électronique de puissance dans un environnement aéronautique par exemple. Leur dégradation en service est observé expérimentalement par décohésion interfaciale ou bien au niveau de défauts aléatoirement distribués dans la céramique. Les fissures amorcées dans la céramique conduisent à la rupture fragile de celle-ci. Les fissures apparaissant à l'interface, peuvent conduire à la ruine immédiate de l'assemblage ou bien se propager cycle à cycle et conduire à une rupture différée par fatigue. Pour améliorer la fiabilité des assemblages pour des conditions toujours plus sévères, une structuration du pourtour de cuivre apparaît bénéfique, mais sa définition est encore quelque part empirique et nécessite une vérification expérimentale fastidieuse. L'objectif de ce travail est le développement d'un outil numérique (modèle éléments finis) capable d'évaluer la susceptibilité d'un assemblage DBC à l'un et/ou l'autre de ces deux modes d'endommagement vis-à-vis de condition d'utilisation donnée (chargements thermiques cycliques) selon les caractéristiques des constituants (épaisseur des couches et propriétés thermomécaniques) et de leur interface. Nous avons donc caractérisé chaque constituant: d'abord la couche de cuivre et mis en évidence l'importance d'avoir des échantillons ayant subi l'ensemble des traitements thermiques liés à l'assemblage pour identifier un modèle élastoplastique. Les plaques de cuivre brutes de livraison ont une réponse mécanique qui n'est pas représentative de celle composant l'assemblage. Le comportement élastique fragile de la couche de céramique a été caractérisée à l'aide d'un dispositif de flexion trois points permettant d'obtenir une mesure du module d'Young et la statistique de rupture dans le cadre d'une analyse de Weibull. Le coefficient de Poisson a été estimé à partir d'une homogénéisation du polycristal de céramique. Parmi les deux céramiques considérées, le composite alumine + 9% zircone apparaît plus résistant à la rupture que l'alumine seule, en accord avec les résultats disponibles dans la communauté des céramistes.

À partir de ces descriptions, le comportement mécanique de la céramique a été caractérisé par flexion quatre points. La mesure macroscopique force – déplacement couplée à un suivi optique de la fissuration ont fourni des informations à deux échelles permettant d'identifier un modèle cohésif représentant mécaniquement la réponse de l'interface. Une méthodologie d'identification inverse a été mise en œuvre avec une modélisation de l'essai de flexion quatre points par éléments finis. Nous avons montré qu'il est nécessaire de prendre en compte le caractère asymétrique de la fissuration pour obtenir des prédictions force-déplacement cohérentes avec les mesures. Cette seule information aboutit à un large spectre

de paramètres cohésifs admissibles et permettant de reproduire la courbe force-déplacement mesurée. Ce spectre est notablement réduit dès lors que l'on s'attache à rendre compte simultanément de la variation force-déplacement et du taux d'avancée de la fissure avec le déplacement imposé. Une identification discriminante est alors obtenue réduisant notablement la gamme des paramètres cohésifs admissibles. L'intérêt d'une description cohésive de l'interface est d'incorporer une longueur intrinsèque dans la modélisation et en particulier de pouvoir tenir compte des épaisseurs de cuivre et de céramique ainsi que de la variation de leur rapport.

Le modèle mécanique complet de l'interface étant calibré, il est alors possible d'aborder la question de l'intégrité mécanique de l'assemblage soumis à des chargements thermiques cycliques. Dans le cas d'assemblage constitué de plaques 'pleines', à savoir sans structuration de l'interface de cuivre, deux résultats importants ont été obtenus. D'abord, l'étape post-collage avec une diminution de la température est susceptible d'engendrer un amorçage du délaminage interfacial. Ensuite, les prédictions du modèle ont montré que les assemblages comportant un rapport entre les épaisseurs de cuivre et de céramique proche de l'unité conduisaient à des risques de délaminage les plus grands. Ce risque peut être notablement diminué ou peut disparaître si les rapports  $e_{Cu}/e_{CERA} < 0.25$  ou  $e_{Cu}/e_{CERA} > 2$ . La susceptibilité au délaminage décroît dès lors que le pourtour de la couche de cuivre est structuré avec une répartition de 'dimples', bien que la susceptibilité au délaminage soit encore le plus grand pour un rapport  $e_{Cu}/e_{CERA}$  proche de l'unité. Cette structuration est cependant bénéfique pour l'intégrité mécanique vis à vis du délaminage. Un post-traitement des données avec la répartition de la contrainte principale maximum dans la couche de céramique permet d'estimer la probabilité de rupture dans le cadre d'une statistique de Weibull. Pour tous les cas examinés, la probabilité de rupture absolue est négligeable, inférieure à  $10^{-10}$ . En variation relative, elle diminue pour les assemblages comportant une couche de cuivre structurée, en comparaison à celle obtenue avec des couches de cuivre 'pleines'.

Ainsi, il apparaît que le délaminage engendre un front de concentration de contrainte, de nature à accroître la probabilité de rupture de la céramique, relativement. Une structuration du cuivre le long du coin entre cuivre et céramique est de nature à relaxer les contraintes et apparaît bénéfique en termes d'intégrité mécanique. Il est effectivement recommandé.



## Perspectives

Le travail développé dans cette thèse a permis d'identifier le comportement mécanique des constituants et celui de l'interface d'un assemblage DBC à température ambiante. Nous n'avons pas tenu compte de l'influence de la température sur ces caractéristiques mécaniques, ce qui constitue une limite de notre approche. De fait, on peut considérer que les prédictions obtenues constituent une estimation conservatrice de la réponse de l'assemblage. Augmenter la température peut favoriser la réponse plastique du cuivre et a priori aider à accommoder le chargement thermique imposé. Ce point devra être vérifié. Les chargements thermiques considérés sont uniformes et contenus dans la gamme ( $-50^{\circ}\text{C}$ ,  $+250^{\circ}\text{C}$ ), le refroidissement depuis la température d'assemblage ( $1000^{\circ}\text{C}$ ) s'avérant être le plus sévère. Le fonctionnement des puces et les courants associés peuvent constituer une source d'amplitude de température et de gradient plus important que ceux considérés dans ce travail. Leur influence sur l'intégrité mécanique de l'assemblage devra être explorée. Toutefois, la méthodologie développée dans le cadre de cette thèse permet d'aborder ces questions. Elle permet d'ores et déjà servir de guide à la définition des assemblages les plus prometteurs mécaniquement.



## Annexes



## **Annexe A: Mesure des contraintes résiduelles dans la céramique après assemblage DBC.**

Dans le cas des assemblages directs DBC l'adhérence métal/céramique est assez aisément obtenue. Les liaisons étant réalisées à haute température ( $>1000^{\circ}\text{C}$ ), l'assemblage est soumis au cours du refroidissement à des contraintes, notamment à l'interface, dues à la différence importante des coefficients de dilatation entre les métaux et les céramiques. Afin d'estimer les contraintes résiduelles présentes dans l'assemblage. Une mesure de planéité est effectuée sur un assemblage tricouche cuivre-céramique-cuivre vierge. Puis une des métallisations est retirée par gravure chimique. La planéité est alors mesurée à nouveau. La différence entre les deux mesures donne la déformation. Deux itérations de la mesure sont effectuées sur une plaque de DBC de marque Curamik a été découpée pour obtenir un rectangle d'environ  $30\text{mm}\times 50\text{mm}$  à l'aide d'une scie Struers SECOTOM10. Les spécifications de la plaque de DBC sont l'épaisseur de cuivre =  $300\text{ }\mu\text{m}$  (une couche de cuivre de chaque côté du DBC) et l'épaisseur de céramique (alumine) =  $635\text{ }\mu\text{m}$ . Un profilomètre à stylet dektak 150 (Figure A-1) (disponible au laboratoire Ampère de l'INSA-Lyon) est utilisé pour mesurer la planéité de l'éprouvette. Cet équipement peut mesurer des reliefs jusqu'à  $1\text{mm}$ , avec une résolution de  $15\text{ nm}$ , pouvant descendre à  $1\text{ }\text{\AA}$ . Il possède une table XY motorisée permettant de reconstituer des surfaces par balayages successifs. Le balayage durant longtemps (environ une quarantaine de secondes par profil), il est nécessaire que l'échantillon soit bien maintenu. Pour cela, il a été collé à l'adhésive double face sur un morceau de wafer silicium, lui-même maintenu par le dispositif à vide du profilomètre. Cette méthode permet d'offrir un maintien léger de l'échantillon (pour ne pas fausser les mesures de planéité). Les paramètres de mesure sont :

- Force d'appui du stylet :  $10\text{ mg}$ ;
- Vitesse de balayage :  $20\text{ s}$  ;
- Longueur de balayage :  $\approx 24\text{mm}$ ;
- Nombre de profils :  $\approx 100$  ;
- Espacement entre profils :  $33\text{ }\mu\text{m}$ .

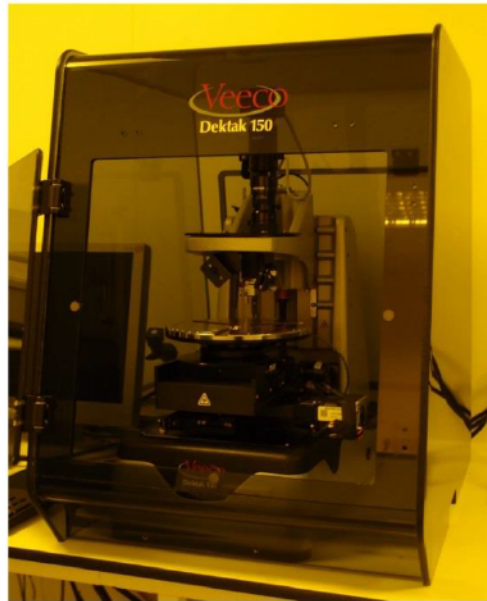


Figure A-1 : Profilomètre dektak 150, placé en zone inactinique (d'où l'éclairage jaune).

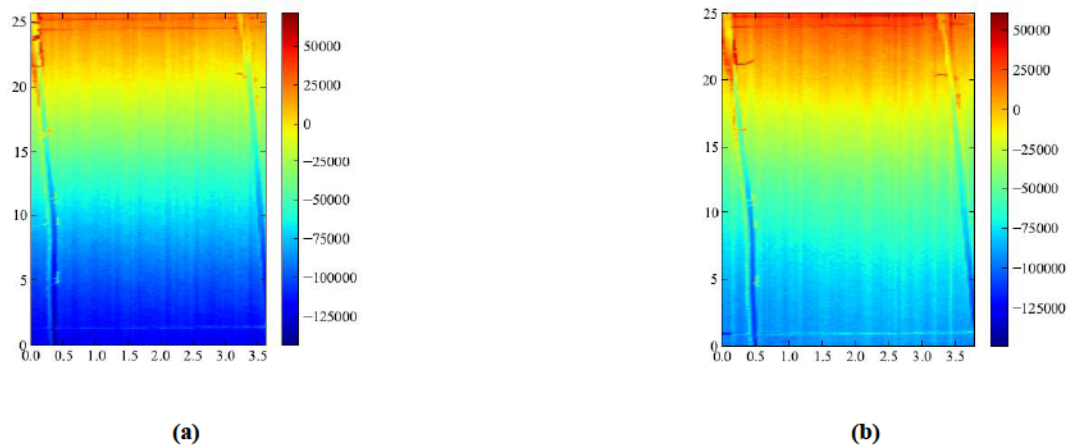
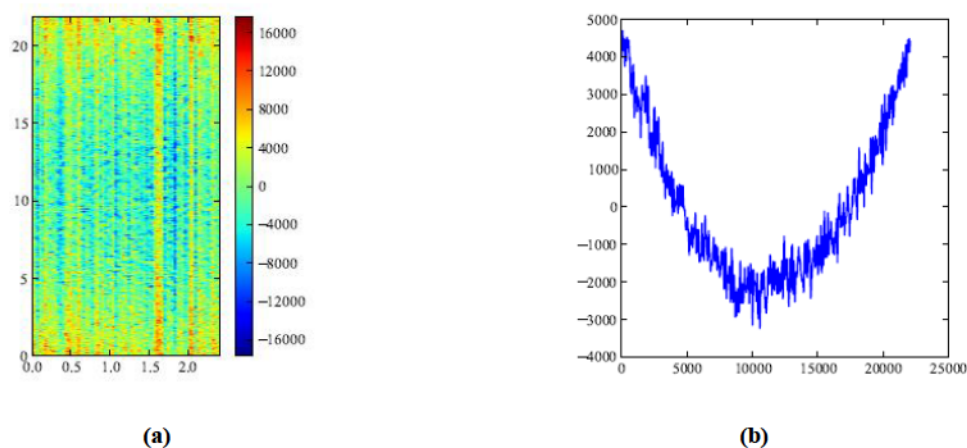


Figure A-2 : Mesures de planéité brutes : (a) sur l'échantillon complet, et (b) sur l'échantillon après gravure d'une de ses métallisations. Les échelles des axes x et y sont en microns, l'échelle z (couleurs) est en nanomètres. Les traits verticaux ( $x=0.5$  et  $3$  mm) et horizontaux (2 autour de la valeur  $y = 25$  mm et 1 à  $y = 1$  mm servent de repères pour les mesures.





**Figure A-3 : Mesures de planéité corrigées : (a) sur le l'échantillon complet, après correction de niveau de l'échantillon et en ne considérant que la zone à l'intérieur des repères visibles sur la Figure A-2 et (b) même chose sur l'échantillon après gravure d'une de ses métallisations. Les échelles des axes x et y sont en microns, l'échelle z (couleurs) est en nanomètres.**

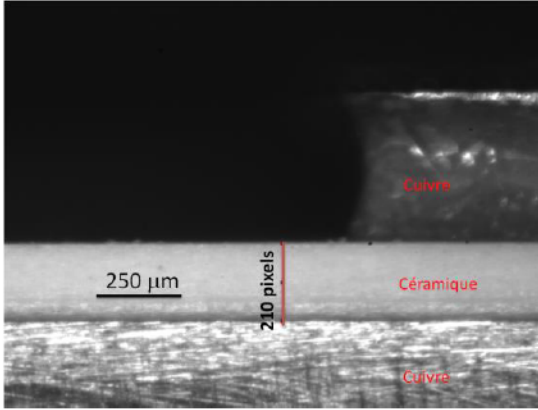
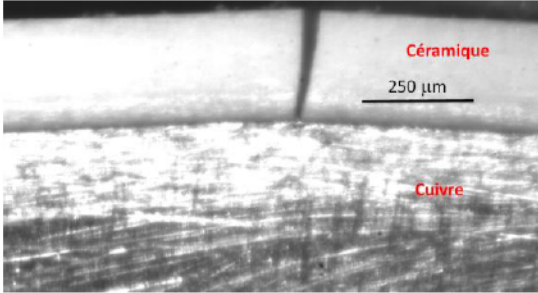
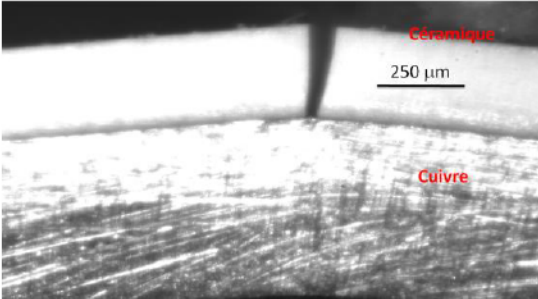


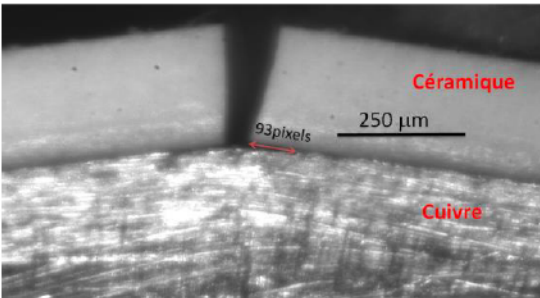
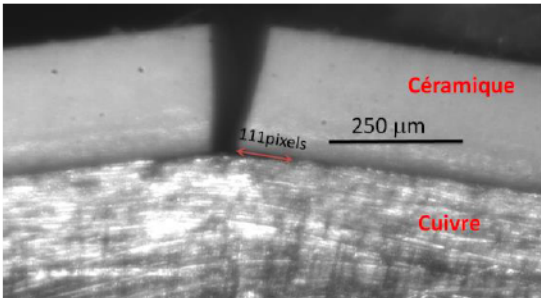
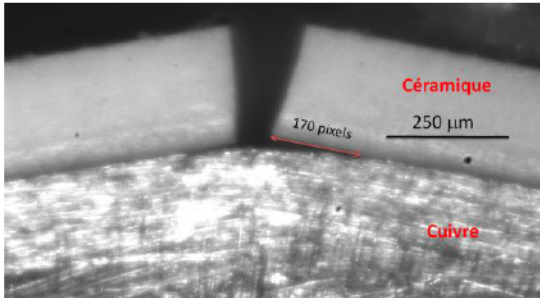
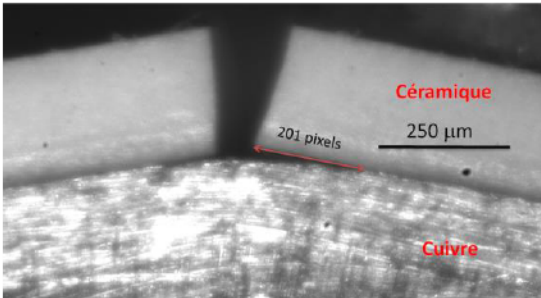
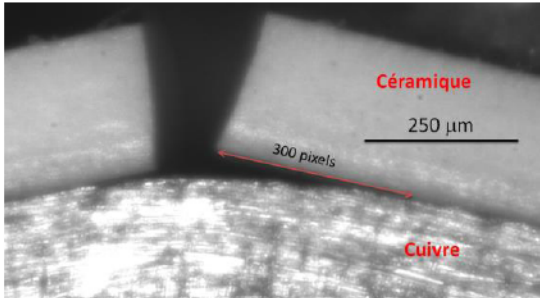
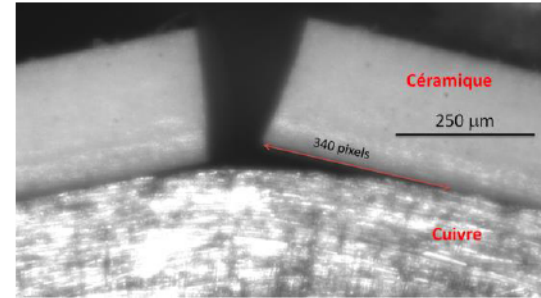
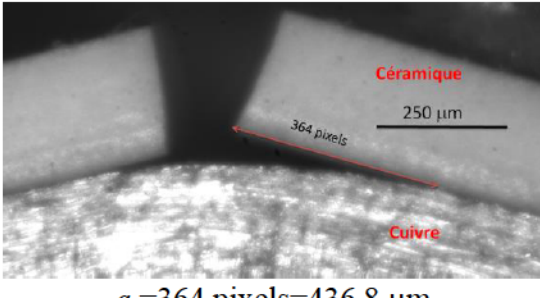
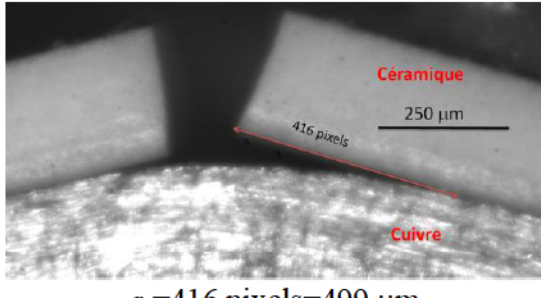
**Figure A-4 : (a) Différence entre les deux cartographies de la figure 5 (déformation), (b) Déformation selon l'axe y (moyenne calculée selon l'axe x).**

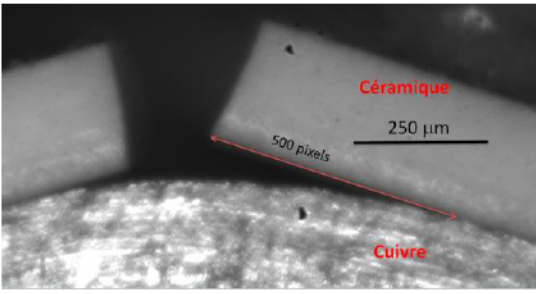
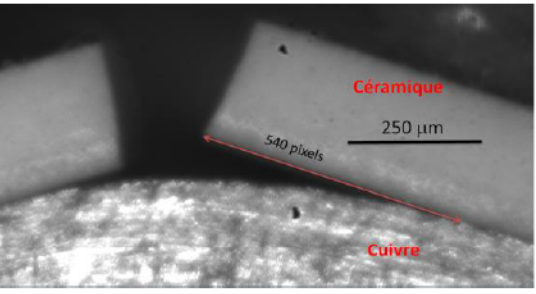
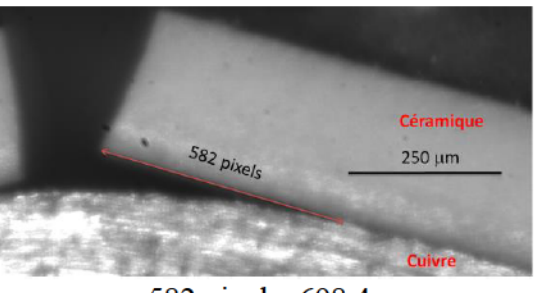
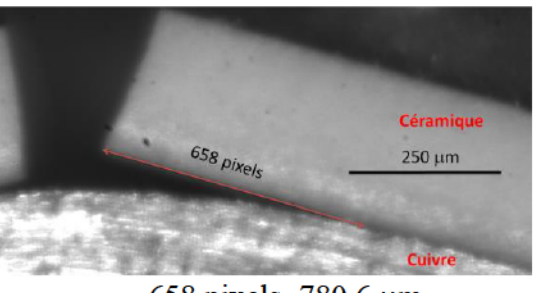
Les mesures “brutes”, directement issues du profilomètre sont visibles (Figure A-2). Elles montrent que l'inclinaison de l'échantillon (du fait du maintien par une adhésive double face) est importante. La Figure A-3 montre les mêmes résultats, après correction de l'inclinaison. Enfin la Figure A-4 (a) est la différence entre les Figure A-3. Elle montre une courbure de l'échantillon, mais d'amplitude relativement modeste (une dizaine de microns pour un échantillon de plus de 20mm de long). Le sens de courbure semble logique, la mesure étant réalisée du côté cuivre de l'échantillon. La couche de cuivre est donc du côté concave. Enfin, nous supposons que les contraintes macroscopiques dans l'assemblage DBC sont négligeables.



## Annexe B: Mesure optique de la longueur de la fissure au cours de l'essai de flexion quatre points.

Chargement	$a_{\min}$	$a_{\max}$
U=0mm		<p>210pixels <math>\rightarrow</math> 250 <math>\mu\text{m}</math></p> <p>1 pixel <math>\rightarrow</math> <math>\sim</math>1.2 <math>\mu\text{m}</math></p>
U=0,5mm		<p>Pas d'amorçage de fissure observée</p> <p><math>a=0\mu\text{m}</math></p>
U=1mm		<p>Pas d'amorçage de fissure observée</p> <p><math>a=0\mu\text{m}</math></p>

U=1,5mm	 <p><math>a = 93 \text{ pixels} = 111,6 \mu\text{m}</math></p>	 <p><math>a = 111 \text{ pixels} = 133,2 \mu\text{m}</math></p>
U=2mm	 <p><math>a = 170 \text{ pixels} = 204 \mu\text{m}</math></p>	 <p><math>a = 201 \text{ pixels} = 241,2 \mu\text{m}</math></p>
U=2,5mm	 <p><math>a = 300 \text{ pixels} = 360 \mu\text{m}</math></p>	 <p><math>a = 340 \text{ pixels} = 408 \mu\text{m}</math></p>
U=3mm	 <p><math>a = 364 \text{ pixels} = 436,8 \mu\text{m}</math></p>	 <p><math>a = 416 \text{ pixels} = 499 \mu\text{m}</math></p>

U=3,5mm	 <p><math>a = 500 \text{ pixels} = 600 \mu\text{m}</math></p>	 <p><math>a = 540 \text{ pixels} = 648 \mu\text{m}</math></p>
U=4mm	 <p><math>a = 582 \text{ pixels} = 698,4 \mu\text{m}</math></p>	 <p><math>a = 658 \text{ pixels} = 780,6 \mu\text{m}</math></p>

**Tableau B-1 : Mesure optique de la longueur de fissure interfaciale lors d'un essai de flexion quatre points pour des déplacements spécifiques choisis.**

